

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2003-086413

(43)Date of publication of application : 20.03.2003

(51)Int.Cl.

H01F 1/08
C22C 38/00
C22C 38/14
H01F 1/053
H01F 41/02

(21)Application number : 2001-353392

(71)Applicant : SUMITOMO SPECIAL METALS CO LTD

(22)Date of filing : 19.11.2001

(72)Inventor : KANEKIYO HIROKAZU
NISHIUCHI TAKESHI
MURAKAMI YOSHIKAZU

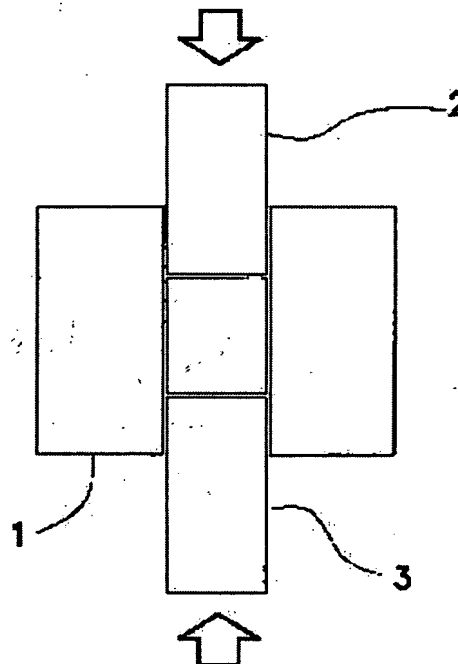
(30)Priority

Priority number : 2001196325 Priority date : 28.06.2001 Priority country : JP

(54) IRON-BASED PERMANENT MAGNET AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To improve the bulk density of an iron-based permanent magnet.

SOLUTION: A molten alloy expressed by the compositional formula of $(\text{Fe}_{1-m}\text{Tm})_{100-x-y-z}\text{QxRyMz}$ (where, T, Q, and R respectively denote one or more kinds of elements selected from among a group composed of Co and Ni, one or more kinds of elements selected from among a group composed of B and C, and one or more kinds of rare-earth metal elements substantially containing no La and Ce, M denotes a metal element selected from among a group composed of Ti, Zr, and Hf, and $10 < x \leq 20$ atm.%, $6 \leq y < 10$ atm.%, $0.1 \leq z \leq 12$ atm.% and $0 \leq m \leq 0.5$ atm.%, is prepared and quenched alloy powder is obtained by quenching the molten alloy. Then a bulky molded body is manufactured by heating and pressurizing the powder.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

14.06.2004

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the
examiner's decision of rejection or application converted
registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

* NOTICES *

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1] an empirical formula -- $100(\text{Fe}1-\text{mTm})-\text{x-y-zQxRyMz}$ (one or more sorts of elements chosen from the group which T becomes from Co and nickel --) One or more sorts of elements chosen from the group which Q becomes from B and C, one or more sorts of rare earth metal elements with which R does not contain La and Ce substantially, M is the metallic element chosen from the group which consists of Ti, Zr, and Hf. It is expressed by at least one sort of metallic elements which surely contain Ti. The presentation ratio x, The iron machine permanent magnet with which the alloy powder with which y, z, and m are satisfied of $10 < \text{x} \leq 20$ atom %, $\text{y} < 6 \leq 10$ atom %, $0.1 \leq \text{z} \leq 12$ atom %, and $0 \leq \text{m} \leq 0.5$, respectively was compressed into 90% or more of alloy true density.

[Claim 2] Said alloy powder is an iron machine permanent magnet according to claim 1 which is the pulverized powder of the quenching alloy obtained by quenching the molten metal of an alloy by the melt spinning process or the strip cast method.

[Claim 3] The particle size of said alloy powder is an iron machine permanent magnet according to claim 2 which is 500 micrometers or less.

[Claim 4] Said alloy powder is an iron machine permanent magnet according to claim 1 which is powder with a particle size of 150 micrometers or less obtained by quenching the molten metal of an alloy by the gas atomizing method.

[Claim 5] The constituent particle of said alloy powder contains a hard magnetism phase and a soft magnetism phase, the average size of said hard magnetism phase has the average size of 10nm or more 300nm or less and said soft magnetism phase within the limits of 1nm or more 100nm or less, and it is an iron machine permanent magnet given in either of claims 1-4 with the larger average size of said hard magnetism phase than the average size of said soft magnetism phase.

[Claim 6] Said soft magnetism phase is an iron machine permanent magnet according to claim 5 which exists in the grain boundary of said hard magnetism phase.

[Claim 7] It is the iron machine permanent magnet according to claim 5 with which said hard magnetism phase consisted of R2Fe14B mold compound phases, and said R2Fe14B mold compound phase forms said 90% or less of whole alloy powder 60% or more at the rate of a volume ratio.

[Claim 8] The iron machine permanent magnet according to claim 7 with which the R2Fe14B mold compound phase, the boride phase, and the alpha-Fe phase are intermingled in the same metal texture.

[Claim 9] Said boride phase is an iron machine permanent magnet containing ferromagnetic iron machine boride according to claim 8.

[Claim 10] Said iron machine boride is an iron machine permanent magnet according to claim 9 characterized by including Fe3B and/or Fe23 B6.

[Claim 11] An iron machine permanent magnet given in either of claims 1-10 whose presentation ratios y of said R are below 9.0 atom %.

[Claim 12] An iron machine permanent magnet given in either of claims 6-11 to which the iron machine boride phase more detailed than said R2Fe14B mold compound phase and/or the alpha-Fe phase exist in the grain boundary or subgrain boundary of said R2T14B mold compound phase.

[Claim 13] Said alloy powder is an iron machine permanent magnet given in either of claims 1-12 which contain powder with a particle size of 53 micrometers or less more than 10 mass %.

[Claim 14] Said alloy powder is an iron machine permanent magnet given in either of claims 1-13 which contain powder with a particle size of 38 micrometers or less more than 5 mass %.

[Claim 15] An iron machine permanent magnet given in either of claims 1-14 which have the magnetic anisotropy.

[Claim 16] An iron machine permanent magnet given in either of claims 1-15 to which surface treatment is performed.

[Claim 17] Said surface treatment is an iron machine permanent magnet according to claim 16 which is a vapor plating.

[Claim 18] Said surface treatment is an iron machine permanent magnet according to claim 16 which is wet plating.

[Claim 19] Said surface treatment is an iron machine permanent magnet according to claim 16 which is resin paint.

[Claim 20] Said surface treatment is an iron machine permanent magnet according to claim 16 which is chemical conversion.

[Claim 21] an empirical formula -- $100(\text{Fe}1-\text{mTm})-\text{x-y-zQxRyMz}$ (one or more sorts of elements chosen from the group which T becomes from Co and nickel --) One or more sorts of elements chosen from the group which Q becomes from B and C, one or more sorts of rare earth metal elements with which R does not contain La and Ce substantially, M is the metallic element chosen from the group which consists of Ti, Zr, and Hf. It is expressed by at least one sort of metallic elements which surely contain Ti. The presentation ratio x, The process at which y, z, and m produce the molten metal of an alloy which satisfies $10 < \text{x} \leq 20$ atom %, $\text{y} < 6 \leq 10$ atom %, $0.1 \leq \text{z} \leq 12$ atom %, and $0 \leq \text{m} \leq 0.5$, respectively, The manufacture approach of the iron machine permanent magnet which includes the process which prepares the powder of the quenching alloy obtained by cooling said alloy molten metal, and the process which produces a bulk-like Plastic solid by pressurizing heating said alloy powder.

[Claim 22] The Plastic solid of the shape of said bulk is the manufacture approach of the iron machine permanent magnet according to claim 21 characterized by compressing by 100 or more MPas the pressure of 800 or less MPa while heating said alloy powder below 500 degrees C or more 800 degrees C.

[Claim 23] The manufacture approach of the iron machine permanent magnet which includes the process which prepares the iron machine permanent magnet of a publication for either of claims 1-14, and the process which pressurizes heating said magnet and gives a magnetic anisotropy.

[Claim 24] The process which gives said magnetic anisotropy is the manufacture approach of the iron machine permanent magnet according to claim 23 characterized by pressurizing by 50 or more MPas the pressure of 800 or less MPa while heating said Plastic solid below 500 degrees C or more 850 degrees C.

[Claim 25] The process which gives said magnetic anisotropy is the manufacture approach of the iron machine permanent magnet according to claim 23 characterized by pressurizing by 50 or more MPas the pressure of 800 or less MPa while heating said Plastic solid below 500 degrees C or more 850 degrees C.

[Translation done.]

* NOTICES *

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Field of the Invention] This invention relates to the iron machine permanent magnet and its manufacture approach of the high density produced from an iron machine quenching alloy.

[0002]

[Description of the Prior Art] Conventionally, by performing compression molding or an injection-molding process, the desired configuration was given and the permanent magnet of the iron machine quenching alloy which has a Nd-Fe-B system alloy presentation was bulk-ized, after mixing joint resin to the powder of the alloy.

[0003]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] If the consistency of the bulk object magnet produced by compression molding resulted in the consistency of the magnet which there is about 80% of alloy true density, and was obtained by injection molding, it was still as lower as 60 - 70% of alloy true density. Compared with such alloy true density, there was a problem that only about 50% - about 80% of magnetic properties were demonstrated as compared with the magnetic powder itself, with a bulk object magnet with a low consistency.

[0004] Moreover, while high corrosion resistance is searched for also from a bulk object magnet, surface characteristics which were excellent in versatility, such as an adhesive property with the adhesives used at the time of an assembly, are required.

[0005] It is in offering the iron machine permanent magnet which this invention was made in view of these many points, and the main purpose raised the bulk volume density of a magnet alloy, and raised magnetic properties by different direction-ization.

[0006] Other purposes of this invention are to offer the iron machine permanent magnet which has the front face excellent in corrosion resistance, the adhesive property over other components, etc. by low cost.

[0007]

[Means for Solving the Problem] the iron machine permanent magnet by this invention -- an empirical formula -- $100(\text{Fe}1-\text{mTm})-\text{x}-\text{y}-\text{zQxRyMz}$ (one or more sorts of elements chosen from the group which T becomes from Co and nickel --) One or more sorts of elements chosen from the group which Q becomes from B and C, one or more sorts of rare earth metal elements with which R does not contain La and Ce substantially, M is the metallic element chosen from the group which consists of Ti, Zr, and Hf. It is expressed by at least one sort of metallic elements which surely contain Ti. The presentation ratio x, It is characterized by being compressed until the alloy powder with which y, z, and m are satisfied of $10 < \text{x} \leq 20$ atom %, $\text{y} < 6 \leq 10$ atom %, $0.1 \leq \text{z} \leq 12$ atom %, and $0 \leq \text{m} \leq 0.5$, respectively becomes 90% or more of alloy true density.

[0008] In a desirable operation gestalt, said alloy powder is the pulverized powder of the quenching alloy obtained by quenching the molten metal of an alloy by the melt spinning process or the strip cast method.

[0009] In a desirable operation gestalt, the particle size of said alloy powder is 500 micrometers or less.

[0010] In a desirable operation gestalt, said alloy powder is powder with a particle size of 150 micrometers or less obtained by quenching the molten metal of an alloy by the gas atomizing method.

[0011] In a desirable operation gestalt, the constituent particle of said alloy powder contains a hard magnetism phase and a soft magnetism phase, the average size of said hard magnetism phase has the average size of 10nm or more 300nm or less and said soft magnetism phase within the limits of 1nm or more 100nm or less, and its average size of said hard magnetism phase is larger than the average size of said soft magnetism phase.

[0012] In a desirable operation gestalt, said soft magnetism phase exists in the grain boundary of said hard magnetism phase.

[0013] it is a desirable operation gestalt -- it was, said hard magnetism phase consisted of $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ mold compound phases, and said $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ mold compound phase forms said 90% or less of whole alloy powder 60% or more at the rate of a volume ratio.

[0014] In a desirable operation gestalt, the $\text{R}_2\text{T}_{14}\text{B}$ mold compound phase, the boride phase, and the $\alpha\text{-Fe}$ phase are intermingled in the same metal texture.

[0015] In the desirable operation gestalt, said boride phase contains ferromagnetic iron machine boride.

[0016] In the desirable operation gestalt, said iron machine boride contains Fe_3B and/or Fe_{23}B_6 .

[0017] In a desirable operation gestalt, the presentation ratio y of said R is below 9.0 atom %.

[0018] In a desirable operation gestalt, the iron machine boride phase more detailed than said $\text{R}_2\text{T}_{14}\text{Q}$ mold compound phase and/or the $\alpha\text{-Fe}$ phase exist in the grain boundary or subgrain boundary of said $\text{R}_2\text{T}_{14}\text{Q}$ mold compound phase.

[0019] In a desirable operation gestalt, said alloy powder contains powder with a particle size of 53 micrometers or less more than 10 mass %.

[0020] In a desirable operation gestalt, said alloy powder contains powder with a particle size of 38 micrometers or less more than 5 mass %.

[0021] In the desirable operation gestalt, it has the magnetic anisotropy.

[0022] Surface treatment is performed in the desirable operation gestalt.

[0023] In a desirable operation gestalt, said surface treatment is a vapor plating.

[0024] In a desirable operation gestalt, said surface treatment is wet plating.

[0025] In a desirable operation gestalt, said surface treatment is resin paint.

[0026] In a certain desirable operation gestalt, said surface treatment is chemical conversion.

[0027] the manufacture approach of the iron machine permanent magnet by this invention -- an empirical formula -- $100(\text{Fe}1-\text{mTm})-\text{x}-\text{y}-\text{zQxRyMz}$ (one or more sorts of elements chosen from the group which T becomes from Co and nickel --) One or more sorts of elements chosen from the group which Q becomes from B and C, one or more sorts of rare earth metal elements with which R does

not contain La and Ce substantially, M is the metallic element chosen from the group which consists of Ti, Zr, and Hf. It is expressed by at least one sort of metallic elements which surely contain Ti. The presentation ratio x, The process at which y, z, and m produce the molten metal of an alloy which satisfies $10 < x \leq 20$ atom %, $y < 6 \leq 10$ atom %, $0.1 \leq z \leq 12$ atom %, and $0 \leq m \leq 0.5$, respectively, The process which produces a bulk-like Plastic solid is included by pressurizing heating the process which prepares the powder of the quenching alloy obtained by cooling said alloy molten metal, and said alloy powder.

[0028] In a desirable operation gestalt, the Plastic solid of the shape of said bulk is compressed by 100 or more MPas the pressure of 800 or less MPa, heating said alloy powder below 500 degrees C or more 800 degrees C.

[0029] The manufacture approach of other iron machine permanent magnets by this invention is characterized by including the process which prepares the iron machine permanent magnet of one of the above, and the process which pressurizes heating said Plastic solid and gives a magnetic anisotropy.

[0030] In a desirable operation gestalt, the process which gives said magnetic anisotropy is pressurized by 50 or more MPas the pressure of 800 or less MPa, heating said Plastic solid below 500 degrees C or more 850 degrees C.

[0031]

[Embodiment of the Invention] The iron machine permanent magnet by this invention is compressed until the alloy powder with which an empirical formula is expressed by $100(\text{Fe}1-\text{mTm})-x-y-z\text{QxRyMz}$ becomes 90% or more of alloy true density. One or more sorts of elements chosen from the group which T becomes from Co and nickel here, one or more sorts of elements chosen from the group which Q becomes from B and C, one or more sorts of rare earth metal elements with which R does not contain La and Ce substantially, and M are the metallic elements chosen from the group which consists of Ti, Zr, and Hf, and they are at least one sort of metallic elements which surely contain Ti. Moreover, the presentation ratio x, and y, z and m satisfy $10 < x \leq 20$ atom %, $y < 6 \leq 10$ atom %, $0.1 \leq z \leq 12$ atom %, and $0 \leq m \leq 0.5$, respectively.

[0032] In this invention, improvement in magnetic properties is realized by compressing magnet powder into 90% or more of alloy true density by press forming between ** etc., without using the joint resin which invites the fall of bulk volume density. Moreover, a magnetic anisotropy can be given by performing plastic working by compression between heat etc. to the high density bulk object compressed into 90% or more of alloy true density by the above-mentioned approach.

[0033] Hereafter, the desirable operation gestalt of this invention is explained about an isotropic magnet and an anisotropic magnet.

[0034] The iron machine permanent magnet of this invention which has 90% or more of Plastic solid consistency of [isotropic magnet] alloy true density is manufactured by grinding and pressurizing, after cooling the alloy molten metal which has an above-mentioned specific presentation, for example with the quenching method using a well-known roll kneader etc. And the iron machine permanent magnet of the bulk object which finally has the organization which the 1nm or more diameter [of average crystal grain / 50nm or less] iron machine boride phase (Fe_3B and Fe_{23}B_6) is distributing minutely to with a 10nm or more mean particle diameter [300nm or less] the grain boundary and subgrain boundary of an R2T14Q phase is obtained.

[0035] Cooling of an alloy molten metal may use approaches other than melt quenching methods, such as a melt spinning process and the strip cast method. For example, the gas atomizing method may be used.

[0036] As for the quenching alloy produced by the above-mentioned quenching method, it is desirable that the R2T14Q mold compound phase is included more than 60 volume %. By the alloy system which generally has the presentation mentioned above, when not adding Ti, as a result of giving priority over an R2T14Q crystal phase and alpha-Fe's depositing and growing, magnetic properties will deteriorate. On the other hand, in this invention, by adding a suitable quantity of Ti, quenching of an alloy molten metal can be faced, and an R2T14Q crystal phase can be preferentially deposited and grown up rather than alpha-Fe.

[0037] As for grinding of a quenching alloy, it is desirable to carry out so that powder particle size may be set to 500 micrometers or less. When based on a melt quenching method, since a quenching alloy has the thickness of about 100 micrometers or less, many things which have the shape of a flake with a monotonous powder particle are formed after grinding. However, since a granular powder particle is obtained by quenching when producing alloy powder from an alloy molten metal using the gas atomizing method, there is no need of performing a grinding process separately after that. In addition, when based on the gas atomizing method, it is desirable to adjust the size of a powder particle to 150 micrometers or less so that cooling may be attained by homogeneity even inside a powder particle.

[0038] By setting up suitably the grinding conditions after liquid quenching, and the conditions of atomization, the powder of a quenching alloy can obtain easily the permanent magnet of a bulk object with a more high consistency by making a particle 38 micrometers or less contain a particle 53 micrometers or less 5% or more more desirably 10% or more to the whole powder.

[0039] In this way, after that, the powder of the obtained quenching alloy receives hot-forming processing (temperature: 500 degrees C or more 800 degrees C or less, less than [more than pressure: 100MPa 800MPa]), and is fabricated by the bulk object of a request configuration.

[0040] As a hot-forming method, a discharge plasma sintering process besides a hotpress etc. is employable. If the temperature at the time of hot forming is less than 500 degrees C, the deposit of a crystal phase will not fully be completed and the organization (organization which the 1nm or more diameter [of average crystal grain / 50nm or less] iron machine boride phase is distributing minutely to with a 10nm or more mean particle diameter [300nm or less] the grain boundary and subgrain boundary of an R2T14Q phase) where good hard magnetic property is discovered will not be obtained. Moreover, it becomes difficult to obtain the magnet which has a high consistency. If the temperature at the time of hot forming becomes high exceeding 800 degrees C, as a result of crystal grain's making it big and rough on the other hand, the exchange interaction of each crystal grain will fall and magnetic properties (especially square shape nature of a demagnetization curve) will deteriorate. As for the temperature at the above thing to the time of hot forming, it is desirable to set it as the 500-degree-C or more range of 800 degrees C or less. The more desirable range of this temperature is 600 degrees C or more 780 degrees C or less.

[0041] As for the welding pressure at the time of hot forming, it is desirable to adjust in the 100 or more MPas range of 800 or less MPa. If welding pressure is less than 100MPa(s), a Plastic solid consistency will become less than 90%. On the other hand, when welding pressure exceeds 800MPa(s), a micro crack is formed into a Plastic solid and there is a possibility that a mechanical strength may fall. The more desirable range of welding pressure is 150 or more-MPa 600 or less MPa. With the alloy presentation of this invention, since the concentration of boron is comparatively high, also at the low temperature which crystal grain cannot make big and rough easily, it is easy to produce deformation of a Plastic solid, and, in addition, the improvement in a consistency of a bulk object may carry out hot forming of the easy thing which mixed metal powder, inorganic powder, etc. of under 10 volume % to quenching alloy powder.

[0042] In addition, Ti which is the description of this alloy has the effectiveness which controls the grain growth at the time of the pressurization between heat. Even if the organization where detailed iron machine boride (Fe_3B and Fe_{23}B_6) and detailed alpha-Fe exist in the main phase grain boundary or a subgrain boundary is obtained by addition of Ti and it specifically receives the pressure treatment between heat by it, grain growth of the main phase (hard magnetism R2T14Q phase) is controlled. It is thought that the soft

magnetism phase exists in the grain boundary or the subgrain boundary as the thin shape of a film and a detailed particle. It is thought that deformation of a Plastic solid is smoothly produced when the detailed iron machine boride phase which exists in the grain boundary or subgrain boundary of the main phase deforms or moves. In this invention, as a result of grain growth of the main phase at the time of the pressurization between heat being controlled by the detailed organization obtained by adding Ti and detailed nano composite structure's being maintained, the property excellent in the square shape nature of a demagnetization curve will be demonstrated. On the other hand, in the alloy presentation which does not add Ti, the metal texture which discovers hard magnetic property even with after [good enough] the pressurization between heat is not obtained.

[0043] The manufacture approach of a [anisotropic magnet], next the anisotropy iron machine permanent magnet by this invention is explained.

[0044] measure and the bulk-like iron machine permanent magnet fabricated by the above-mentioned approach are prepared. In order to carry out plastic deformation of this bulk object magnet, uniaxial stress is added to this magnet. The above-mentioned bulk object magnet is impressed and faced a pressure to an one direction, and to the pressurization direction, displacement and deformation of the magnet to a perpendicular direction are not restrained, and, specifically, does not give a pressure. Thus, in order to perform plastic deformation, any of approaches, such as a hotpress, extrusion, rolling, Diapp shaping, or forging, may be adopted.

[0045] It is desirable to set up temperature within the limits of 500 degrees C or more 850 degrees C or less, and to adjust a pressure as conditions for the above-mentioned plastic deformation, within the limits of 50 or more-MPa 800 or less MPa. However, when performing pressurization by the extrusion method, it is desirable to adjust the pressure to impress in the 150 or more MPas range of 1500 or less MPa.

[0046] Magnetic different direction-ization is caused when the R2T14Q crystal grain which has the magnetic moment grows with the priority to a perpendicular direction to the above-mentioned pressurization direction. More, when R2T14Q crystal grain grows, it grows up to be a detail, incorporating the R2T14Q crystal grain in which R2T14Q crystal grain has the easy axis of a direction perpendicular to the pressurization direction. Consequently, the rate of an abundance ratio of the R2T14Q crystal grain with which the easy axis was ready increases in the above-mentioned pressurization direction, and a magnetic anisotropy is given.

[0047] If the size of R2T14Q crystal grain becomes large exceeding 300nm which may exist as single domain crystal grain, since switched connection with the soft magnetism phase which exists in a grain boundary will fall, it becomes impossible in addition, to acquire good magnetic properties. Therefore, as for R2T14Q grain growth, it is desirable to make it the mean particle diameter of final crystal grain settled in the 30nm or more range of 300nm or less. The mean particle diameter of a more desirable R2T14Q phase is 50nm or more 250nm or less.

[0048] In addition, in order to make the deposit of a crystal phase more perfect and to raise magnetic properties, you may heat-treat at 500 more degrees-C or more temperature of 850 degrees C or less on hot forming or the bulk object after the formation of the pressurization different direction. Moreover, in order to process the acquired bulk object into a desired configuration or to avoid the bad influence to surface preparation, processing processing of well-known cutting, cutting, polish, blasting, etc. may be performed.

[0049] Moreover, in order to raise various properties, such as corrosion resistance, a surface detergency, and an adhesive property, well-known surface treatment can be performed to the obtained permanent magnet. On the property, since the permanent magnet by this invention does not need the resin for combining a powder particle, it can perform surface treatment by the vacuum evaporation which requires the processing comparatively in an elevated temperature.

[0050] The permanent magnet by this invention excels the magnet which bulk-ized the conventional super-quenching magnet powder by compression between heat in corrosion resistance. Therefore, in order to raise corrosion resistance, when performing surface treatment, corrosion resistance sufficient by simpler surface treatment can be acquired. Since according to the permanent magnet of this invention corrosion resistance is fully securable even if it makes thickness of the surface treatment film thin, the magnetic gap formed when a permanent magnet is built into a magnetic circuit can be decreased.

[0051] When performing wet surface preparation, such as plating, to the permanent magnet of this invention, as compared with the magnet which bulk-ized the conventional super-quenching magnet powder by compression between heat, a magnet component cannot be easily eluted to processing liquid at the time of surface preparation, and it becomes possible to control degradation of processing liquid.

[0052] The whole quantity consists of B (boron), or the [reason for limitation of a presentation] Q consists of combination of B and C (carbon). As for the rate rate of an atomic ratio of C to the total amount of Q, it is desirable that it is 0.25 or less.

[0053] If the presentation ratio x of Q becomes below 10 atom %, it becomes difficult to produce the quenching alloy with which an R2T14Q mold crystal phase and an amorphous phase are intermingled, and when the cooling rate at the time of quenching is comparatively low in 102 degrees C/second - about 105 degrees C/[a second and], even if it heat-treats after that, high coercive force will not be acquired. Moreover, also in a melt quenching method, it becomes impossible for process costs to adopt the comparatively cheap strip cast method, and the price of a permanent magnet will rise. On the other hand, if the presentation ratio x of Q exceeds 20 atom %, since the rate of an abundance ratio of alpha-Fe which has the highest saturation magnetization in a configuration phase to the increase of the rate of the volume ratio of the amorphous phase in which after heat-of-crystallization processing remains, and coincidence will decrease, a residual magnetic flux density Br will fall. It is desirable to set up so that the presentation ratio x of Q may exceed 10 atom % and it may consist of the above thing below 20 atom %. The range of the more desirable presentation ratio x is below 17 atom % more than 10 atom %.

[0054] R is one or more sorts of elements chosen from the group of rare earth elements (Y is included). If La or Ce exists, since coercive force and square shape nature will deteriorate, it is desirable that La and Ce are not included substantially. However, when La and Ce (below 0.5 atom %) of a minute amount exist as an impurity mixed unescapable, it is satisfactory on magnetic properties. Therefore, when it contains La and Ce below 0.5 atom %, it can be said that neither La nor Ce is included substantially.

[0055] As for R, it is desirable that Pr or Nd is included as an essential element, and, more specifically, it may permute a part of the essential element by Dy and/or Tb. When the presentation ratio y of R becomes under the whole 6 atom %, the compound phase which has the R2T14Q mold crystal structure required for the manifestation of coercive force does not fully deposit, but it becomes impossible to acquire the high coercive force HcJ. Moreover, if the presentation ratio y of R becomes more than 10 atom %, the iron machine boride which has ferromagnetism, and the abundance of alpha-Fe will fall. Therefore, as for the presentation ratio y of rare earth elements R, it is desirable to adjust the more than range under of 10 atom %, for example, 7 atom %, below to 9.5 atom % more than 6 atom %. The range of more desirable R is below 9.3 atom % more than 7.5 atom %, and the range of most desirable R is below 9.0 atom % more than 8 atom %.

[0056] The addition metallic element M makes Ti indispensable, and may contain Zr and/or Hf further. In order that Ti may contribute to the improvement of the improvement in coercive force HcJ and a residual magnetic flux density Br, and the square shape nature of a demagnetization curve and may raise maximum energy product (BH) max while it demonstrates the effectiveness of depositing and growing up a hard magnetism phase earlier than a soft magnetism phase, during quenching of an alloy molten metal, it is an

indispensable alloying element.

[0057] If the presentation ratio z of a metallic element M becomes under the whole 0.1 atom %, the effectiveness of Ti addition will not fully be discovered. On the other hand, if the presentation ratio z of a metallic element M exceeds the whole 12 atom %, since the rate of a volume ratio of the amorphous phase in which after heat-of-crystallization processing remains will increase, it is easy to invite the fall of a residual magnetic flux density B_r . As for the presentation ratio z of the above thing to the metallic element M , it is desirable to consider as the range below 12 atom % more than 0.1 atom %. The minimum of the range of more desirable z is 0.5 atoms %, and the upper limit of the range of more desirable z is 8.0 atoms %. Furthermore, the upper limit of the range of desirable z is 6.0 atoms %.

[0058] Moreover, since the amorphous phase which contains Q (for example, boron) superfluously is easy to be formed so that the presentation ratio x of Q is high, it is desirable to make high the presentation ratio z of a metallic element M . It is specifically desirable to adjust a presentation ratio so that $z/x \geq 0.1$ may be satisfied, and it is more desirable to satisfy $z/x \geq 0.15$.

[0059] In addition, in order that Ti may carry out desirable work especially, as for a metallic element M , it is desirable that Ti is surely included. In this case, it is desirable that it is [of Ti to the whole metallic element M] 70% or more comparatively (rate of an atomic ratio), and it is still more desirable that it is 90% or more.

[0060] Although Fe occupies the content remainder of an above-mentioned element, even if it permutes a part of Fe by one sort or two sorts of transition-metals elements (T), Co and nickel, it can obtain desired hard magnetic property. If the amount of permutations of T to Fe exceeds 50%, the high residual magnetic flux density B_r beyond 0.7T will not be obtained. For this reason, as for the amount of permutations, it is desirable to limit to 50% or less of range 0% or more. In addition, since the Curie temperature of $R_2Fe_{14}B$ phase rises while the square shape nature of a demagnetization curve improves by permuting a part of Fe by Co, thermal resistance improves. The range where the amount of Fe permutations by Co is desirable is 40% or less 0.5% or more.

[0061] As the surface treatment approach for the iron machine permanent magnet by [surface treatment] this invention, a well-known approach can be used widely. As for the protective coat formed of surface treatment, inorganic materials (a metal, a ceramic, inorganic polymer, etc.) can also use organic materials (low-molecular, macromolecule, etc.), and inorganic and an organic composite material. Forming by various approaches comes and comes out of these protective coats according to the ingredient to be used.

[0062] for example, a metal membrane -- the galvanizing methods (electrolysis plating, nonelectrolytic plating method, etc.) and various thin film deposition techniques (vacuum evaporation technique, the ion plating method, a spatter, the ion beam method, etc.) -- the approach which is immersed in the molten metal of low-melt point points, such as Sn and Zn, and is cooled is employable further. It is desirable to form the alloy containing aluminum, titanium, nickel, copper, chromium, and them as a metal coat, and it is suitably selected according to the various purposes, such as an adhesive property with adhesives, and a surface detergency.

[0063] The film of a ceramic ingredient may be formed using a thin film deposition technique like a metal membrané, and processing liquid, an alkali silicate water solution, etc. in the case of using a sol gel process may be used for it, and it may form them using a dipping method, a spray method, etc. Moreover, an electrophoresis electrodeposition process etc. may be adopted.

[0064] The resin film can be formed using various approaches, such as electropainting, spray painting, electrostatic coating, DIP paint, and the roll coat method, using organic polymeric materials. Moreover, the film of an inorganic polymer ingredient (for example, silicone resin) can also be formed by the same approach.

[0065] Moreover, a protective coat can also be formed using low-molecular-weight organic materials, such as coupling agents (a silane system, a titanate system, an aluminates system, zirconate system, etc.) and benzotriazol. These low-molecular organic materials can be given to a bulk object magnet by various approaches as a solution.

[0066] Moreover, a protective coat can also be formed by putting a particle by various approaches (deposition). As a particle, metal particles, such as aluminum, Zn, nickel, Cu, Fe, Co, Sn, Pb, Au, and Ag, SiO_2 , aluminum $2O_3$, ZrO_2 , MgO and TiO_2 , a mullite, a titanate, Resin particles, such as ceramic particles, such as metallic oxides, such as a silicic-acid salt, and a compound metallic oxide (glass is included), TiN , AlN , BN and TiC , $TiCN$, and TiB_2 , polytetrafluoroethylene, and acrylic resin, carbon black, MoS_2 , etc. are mentioned.

[0067] In addition, since these particles are fixed to the front face of a bulk object magnet, a binder may be used if needed. As an ingredient of a binder, high molecular compounds, such as low-molecular-weight organic compounds, such as inorganic materials, such as a chromic acid, molybdic acids and phosphoric acids, and these salts, and a coupling agent, and organic resin, etc. can be used.

[0068] A particle may be made to adhere to the binder layer which could use the applying methods, such as a spray method and a dipping method, and formed in the front face of a bulk object magnet beforehand what mixed the particle and the binder beforehand as an approach of fixing a particle to the front face of a bulk object magnet using the mechanical force. Moreover, it may heat-treat and a bulk object magnet front face may be made to fix a particle still more firmly if needed.

[0069] It not only forms a protective coat in the bulk object magnet of a shaping riser as new film, but you may form it by reforming the front face of a bulk object magnet. A reaction with the magnetic powder in a bulk object magnet front face may be used. For example, various chemical conversion, such as phosphating, phosphoric-acid zinc processing, phosphoric-acid manganese processing, calcium phosphate processing, phosphoric-acid chromate treatment, chromate treatment, zirconic acid processing, tungstic-acid processing, and molybdic-acid processing, can be mentioned.

[0070] Since the content of the rare earth elements in the Ti content nano composite magnetic powder of this invention (typically Nd) is low here, even if it uses the chemical conversion generally used in the field of steel, sufficient corrosion resistance can be acquired.

[0071] Furthermore, the oxide film of suitable thickness may be formed by oxidizing the front face of a bulk object magnet by various approaches.

[0072] Moreover, the surface treatment mentioned above may form a cascade screen using an ingredient which may combine suitably, for example, is different.

[0073] In addition, although the thickness of a protective coat is suitably set up according to the application of the surface-preparation approach to adopt and a bulk object magnet, in order to acquire the improvement effectiveness of the energy efficiency by decreasing the magnetic gap in an above-mentioned motor, as for the thickness of a protective coat, it is desirable that it is 25 micrometers or less, and 20 micrometers or less are 10 micrometers or less still more preferably more preferably.

[0074]

[Example] Hereafter, the example of this invention is explained.

[0075] (Example 1) In order to produce the molten metal of an alloy which has the presentation of $Nd_{9.7}Fe_{78.7}B_{10.3}Ti_2$ atom %, first, weighing capacity was carried out so that a total amount might become 70g using the ingredient of B, Fe, Ti, and Nd of 99.5% or more of purity, and it supplied in the quartz crucible. Since this quartz crucible has two orifices with a diameter of 0.8mm at the pars basilaris ossis occipitalis, after dissolving within a quartz crucible, the above-mentioned raw material serves as an alloy molten metal, and will be caudad dropped from an orifice. The pressure performed the dissolution of a raw material using the high-frequency-heating

method to the bottom of the argon atmosphere of 37.5kPa(s). In this example, molten metal temperature was set as 1450 degrees C. [0076] The molten metal was made to blow off to the peripheral face of the copper roll in the location of 0.7mm of lower parts of an orifice by pressurizing the surface of hot water of an alloy molten metal by Ar gas of 26.7kPa(s). A roll rotates at high speed, while the interior is cooled so that the temperature of the peripheral face may be maintained by room temperature extent. For this reason, the alloy molten metal dropped from the orifice will be flown in the peripheral-velocity direction, contacting a roll peripheral surface and heat being taken. Since an alloy molten metal is continuously dropped on a roll peripheral surface through an orifice, the alloy solidified by quenching will have the gestalt of the ribbon (width of face: 1-3mm, thickness:40-150micrometer) prolonged for a long time in thin band-like one.

[0077] In the case of the roll kneader method (the single rolling method) adopted by this example, a cooling rate is prescribed by roll peripheral velocity and the amount of molten metal flowing down per unit time amount. It depends for this amount of molten metal flowing down on the diameter of an orifice (cross section), and the molten-metal-pressure force. In this example, the diameter of 0.8mm and the molten-metal-pressure force were set to 26.7kPa(s), and the flowing-down rate was set for the orifice as a part for about 0.5-1kg/. Roll peripheral velocity at this time was carried out in 13m/second.

[0078] In this way, when the characteristic X ray of CuKalpha investigated the organization of the obtained quenching alloy, the diffraction peak of Nd2Fe14B was observed in the halo pattern, and it checked having the quenching alloy organization where Nd2Fe14B and an amorphous phase are intermingled.

[0079] Next, in order to check the magnetic properties of this quenching alloy, after performing heat-of-crystallization processing which holds some quenching alloys for 6 minutes at 640 degrees C in Ar gas, the law of the magnetic properties after heat treatment was carried out with the oscillatory type magnetometer. The measured magnetic properties are shown in the column of the "magnet powder" of Table 1. Curvilinear 1a of [drawing 3](#) shows the demagnetization curve of this magnet powder.

[0080]

[Table 1]

形態	磁気特性			
	B _r (T)	H _{co} (kA/m)	H _{ob} (kA/m)	(BH) _{max} (kJ/m ³)
磁石粉末	0. 88	736. 23	498. 64	121. 0
成形体	0. 84	611. 32	462. 24	111. 53

[0081] When the characteristic X ray of CuKalpha investigated change of the configuration phase after heat treatment, it checked that the halo pattern seen before heat treatment was a mixed organization which disappears and consists of Nd2Fe14B, Fe23 B6, and alpha-Fe. Curvilinear 1a of [drawing 4](#) shows the powder X diffraction pattern of the quenching alloy after heat treatment.

[0082] When the detailed metal texture after heat treatment was observed with the transmission electron microscope (TEM), it turned out that crystal grain with a mean particle diameter of about 80nm and the about 10nm fine crystal grain which exists in the grain boundary exist. In addition, when the alloy presentation of the crystal grain observed by TEM was investigated in TEM-EDX and APFIM, crystal grain with a mean particle diameter of 80nm is Nd2Fe14B, and it became clear that the about 10nm crystal grain which exists in a grain boundary was Fe23 B6 and alpha-Fe. Ti added into the alloy has also checked mainly going into the Fe23 B6 phase.

[0083] Next, the above-mentioned quenching alloy was ground to 150 micrometers or less, and the pulverized powder was produced. As a result of measuring particle size distribution using the standard sieve of JIS8801, the particle 53 micrometers or less to the whole powder was 26.6 % of the weight. This pulverized powder was pressed, and it fabricated so that it might have a cylindrical (the diameter of 4mm, height of 8mm) configuration. In this way, the consistency of the acquired preforming object was 5.6g/cc.

[0084] Then, after raising temperature in 500 seconds from a room temperature to 730 degrees C, applying the pressure of 275MPa(s) to the above-mentioned preforming object using the hotpress equipment shown in [drawing 1](#), it held for 500 seconds at 730 degrees C. The equipment of [drawing 1](#) is equipped with the die 1 which has a through tube, and the upper punch 2 which specifies cavity space within a through tube and bottom punch 3. A Plastic solid is set to a cavity, and a preforming object is pressurized and compressed by upper punch 2 and bottom punch 3.

[0085] [Drawing 2](#) shows the relation between the elapsed time from pressurization initiation, and the variation rate (contraction of the height direction) of a Plastic solid. Contraction of the height direction has been started since the time of temperature rising near 600 degree C so that [drawing 2](#) may show. And when temperature was 730 degrees C, height contracted to 6.37mm and the consistency of a Plastic solid improved from the consistency (5.6g/(cc)) at the time of preforming (before a hotpress) to 7.0g/cc. Since the true density of the alloy used for this example is 7.3g/cc, it turns out that the Plastic solid (bulk object) of 95.9% of magnetic powder filling factors was therefore acquired by the hotpress.

[0086] The result of having measured the magnetic properties of the above-mentioned Plastic solid after a hotpress with BH marker is shown in the column of the "Plastic solid" of Table 1. The demagnetization curve of the above-mentioned Plastic solid after a hotpress is shown as curvilinear 1b of [drawing 3](#).

[0087] Next, when characteristic X ray investigated the metal texture of the Plastic solid after a hotpress, as shown in curvilinear 1b of [drawing 4](#), the inclination which Fe23 B6 and the diffraction peak intensity of alpha-Fe are increasing was observed.

[0088] (Example 2) In this example, it pressurized with the equipment which shows the above-mentioned above-mentioned Plastic solid to [drawing 5](#), and the different direction was formed by it. The equipment of [drawing 5](#) is equipped with the upper drum 5 which carries out 1 axial compression of Plastic solid 4 from the upper and lower sides, and the bottom drum 6. Plastic solid 4 is heated by 750 degrees C in the condition that the lateral portion is not restrained, on the vertical drums 5 and 6, is compressed by the pressure of 400MPa(s) and deformed plastically. Heating of Plastic solid 4 was performed by the high-frequency-heating method. Then, the sample of 3mm angle was started from near the core of cooled Plastic solid 4. The magnetic properties of a perpendicular direction were measured with the oscillatory type magnetometer to the parallel direction and the pressurization direction about this sample to the pressurization direction. Magnetic properties after performing anti-field amendment are shown in Table 2.

[0089]

[Table 2]

形態	磁気特性			
	B _r (T)	H _{cJ} (kA/m)	H _{cB} (kA/m)	(BH) _{max} (kJ/m ³)
成形体	0.84	611.32	462.24	111.53
塑性変形後 (加圧方向に平行)	0.94	601.18	548.91	136.47
塑性変形後 (加圧方向に垂直)	0.63	623.08	227.4	42.15

[0090] Next, the X diffraction pattern within a perpendicular field was measured to the pressurization direction by the XRD method. Consequently, one or more had been the ratio, i.e., (004)/(410) ratio, of the peak height to a peak height (410) (004). (004) A peak is a reflective peak by C side of a Nd₂Fe₁₄B mold compound, and the peak (410) shows reflective Park which shows the highest reinforcement with Powder XRD. It was checked that C shaft which is the easy magnetization direction of a Nd₂Fe₁₄B compound is carrying out orientation in the same direction as the pressurization direction from the above thing.

[0091] (Example 3) After throwing in in crucible 5kg of raw materials first blended so that it might become Nd:8.9 atom %, B:12.6 atom %, Ti:3.0 atom %, C:1.4 atom %, Nb:1 atom %, and the alloy presentation of Remainder Fe, the alloy molten metal was produced by high-frequency induction heating in Ar ambient atmosphere held to 50kPa. This alloy molten metal was quenched by the strip cast method, and the quenching alloy was produced. By ****(ing) crucible, on the chute, the molten metal was poured out and, specifically, the molten metal was supplied through the chute to the cooling roller. It was cooled quickly and the alloy molten metal in contact with the front face of the cooling roller which rotates with the surface peripheral velocity of 14m/second was solidified. The used cooling roller was a product made from a pure copper, and the diameter was 250mm. In addition, in this example, when supplying a molten metal to a cooling roller, it is on a chute, the molten metal was shunted toward two articles, and the speed of supply per articles was adjusted to a part for 1.3kg/. Accommodation of a molten metal speed of supply was performed by controlling the tilt angle of crucible.

[0092] The average thickness of the obtained quenching alloy was 85 micrometers, and the standard deviation sigma was 13 micrometers. After grinding some quenching alloys in size of 850 micrometers or less, it heat-treated under Ar style mind using the hoop belt furnace. This heat treatment considered the feed rate of a hoop belt as a part for 100mm/, and was performed by holding whenever [furnace temperature] at 780 degrees C. The speed of supply to the heating unit in a furnace of alloy powder (magnetic powder) was considered as a part for 20g/.

[0093] When the crystal structure of the magnetic powder after the above-mentioned heat treatment was analyzed by powder X-ray diffractometry, it checked that magnetic powder consisted of Nd₂Fe₁₄B phase, a Fe₂₃B₆ phase, and an alpha-Fe phase.

[0094] Next, after grinding the above-mentioned quenching alloy further using a pin disc mill, the classification was performed using the standard sieve of JIS8801, and magnetic powder with the particle size distribution shown in Table 3 was obtained.

[0095]

Table 3]

粒度	質量%
38 μm以下	10.40
38 μm超 53 μm以下	22.74
53 μm超 75 μm以下	27.47
75 μm超 106 μm以下	30.17
106 μm超 125 μm以下	8.39
125 μm超 150 μm以下	0.55
150 μm超	0.28

[0096] After raising temperature in 500 seconds from a room temperature to 780 degrees C, having supplied to the cavity of the discharge plasma sintering equipment which has the configuration which shows the obtained powder to drawing 1, and applying the pressure of 300MPa(s) to powder, it held for 500 seconds at 780 degrees C. In this way, the bulk object magnet with a diameter [of 20mm] and a height of 5mm was produced. The consistency of the obtained bulk object magnet was 7.1g/cc.

[0097] After carrying out barrel finishing of the ten above-mentioned bulk object magnets and removing a surface oxidizing zone, it supplied to the barrel fixture made from heat-resistant plastics together with the steel ball with a diameter of 2mm.

[0098] The bulk object magnet was immersed in the processing liquid (30 degrees C of solution temperature) which consists of sodium-nitrate 0.2 mol/L and sulfuric-acid 1.5 volume %, rotating a barrel by rotational frequency 5rpm. Ultrasonic cleaning using the ion exchange water below 1microS/cm was immediately performed for 30 seconds to the bulk object magnet after the immersion for 4 minutes.

[0099] Then, plating was started promptly. Specifically, the nickel-plating coat was formed in the front face of a bulk magnet object 0.2 g/L using pH=4.2 (nickel carbonate adjusts) using 2-butene -1 and 4 diol saccharin 1 g/L as a nickel sulfate and 6 hydrate 240 g/L, a nickel chloride and 6 hydrate 45 g/L, boric-acid 30 g/L, and a brightener, and the plating bath of 50 degrees C of solution temperature by performing electrolysis plating for 140 minutes by current density 0.2 A/dm².

[0100] After rinsing by taking out a bulk object magnet from a barrel, when the thickness (average of five magnets) of a plating coat was measured by the fluorescence-X-rays thickness gage, the thickness of a plating coat was 14.8 micrometers.

[0101] Although the obtained magnet was left for 2000 hours under the high-humidity/temperature of 90% of temperature humidity of 80 degrees C, abnormalities, such as blistering of rusting and a coat, were not accepted.

[0102] (Example 4) The bulk object was formed by the same approach as an example 3. Next, to ten obtained bulk object magnets, shot blasting was performed and the scaling layer of a bulk object magnet was removed. Shot blasting was performed using an alundum A#180 (product made from new east BURETA) as projection material.

[0103] Next, the bulk object magnet was thrown into the cylindrical shape barrel of vacuum evaporation equipment, and evacuation

of the inside of a vacuum tub was carried out until total pressure was set to 1.0×10^{-3} or less Pa. Vacuum tub content volume is 3 2.2m, and the used vacuum evaporatio equipment can perform vacuum evaporatio processing, supplying a wire-like metal vacuum evaporatio ingredient to a melting evaporator while rotating the cylindrical shape barrel produced at the mesh wire gauze made from stainless steel. Such vacuum evaporatio equipment is indicated by drawing 1 of JP,2001-32062,A.

[0104] Argon gas was introduced after evacuation and in the vacuum tub, and the total pressure of vacuum ***** was adjusted to 1Pa. Then, rotating the revolving shaft of a cylindrical shape barrel by 1.5rpm, bias voltage was set as 500V and sputtering by glow discharge was performed for 15 minutes. The front face of a bulk object magnet was defecated by this sputtering.

[0105] The aluminum coat was formed in the front face of a bulk object magnet by the ion plating method, rotating the revolving shaft of a barrel by 1.5rpm for defecation. Specifically bias voltage was set as 100V, it ionized by heating a vacuum evaporatio ingredient (aluminum wire) in an argon gas ambient atmosphere, and the aluminum coat was grown up into the bulk body surface for 5 minutes. When the thickness (average of five magnets) of the formed aluminum coat was measured by the fluorescence-X-rays thickness gage, it was 10.5 micrometers.

[0106] Next, the bulk object which has an aluminum coat on a front face was fed into blasting equipment, and peening processing was performed. Peening processing was performed for 15 minutes on condition that ***** 0.2MPa in the pressurization gas which consists of N₂ gas, using GB-AG (product made from new east BURETA) as projection material.

[0107] Although the obtained magnet was left for 2000 hours under the high-humidity/temperature of 90% of temperature humidity of 80 degrees C, abnormalities, such as blistering of rusting and a coat, were not accepted. Moreover, it was 28.5MPa, as a result of pasting up the obtained magnet on the fixture made of cast iron using anaerobic adhesive (loctite 366, made in Henkel KGaA Japan) and performing a compression shear adhesion test. This value is equivalent to the disruptive strength after hardening of these adhesives, and it turned out that this magnet has the outstanding adhesive property.

[0108]

[Effect of the Invention] Improvement in magnetic properties can be realized by compressing magnet powder into 90% or more of alloy true density by press forming between ** etc., without using the joint resin which invites the fall of bulk volume density according to this invention.

[0109] Moreover, by performing plastic working with hot rolling etc. to the high density bulk object compressed into 90% or more of alloy true density by the above-mentioned approach, a magnetic anisotropy can be given and improvement in magnetic properties can be aimed at further.

[0110] Since the iron machine permanent magnet by this invention excels the magnet which bulk-ized the conventional super-quenching magnet powder by compression between heat in corrosion resistance, it can acquire corrosion resistance sufficient by simpler surface treatment. Moreover, since thickness of the surface treatment film can be made thin, the magnetic gap formed when a permanent magnet is built into a magnetic circuit can be decreased.

[Translation done.]

* NOTICES *

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

DESCRIPTION OF DRAWINGS

[Brief Description of the Drawings]

[Drawing 1] It is drawing showing the configuration of the hotpress equipment used for manufacture of the isotropic iron machine permanent magnet by this invention.

[Drawing 2] It is the graph which shows the variation rate (contraction of the height direction) of the elapsed time from the pressurization initiation by hotpress equipment, and a Plastic solid, and the relation of temperature about the example of this invention.

[Drawing 3] It is the graph which shows the demagnetization curve about "magnet powder" and a "Plastic solid" of Table 1 about the example of this invention.

[Drawing 4] It is the graph which shows the powder X diffraction pattern of the example by this invention. Curvilinear 1a shows the diffraction pattern of the quenching alloy after heat treatment ("magnet powder" of Table 1), and curvilinear 1b shows the diffraction pattern of the alloy behind a hotpress ("Plastic solid" of Table 1).

[Drawing 5] It is drawing showing the configuration of the 1 shaft press equipment used suitable for the manufacture approach of the anisotropy permanent magnet by this invention.

[Description of Notations]

1 Die

2 Upper Punch

3 Bottom Punch

4 Plastic Solid

5 Upper Drum

6 Bottom Drum

[Translation done.]

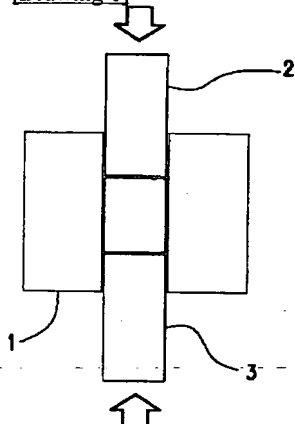
* NOTICES *

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

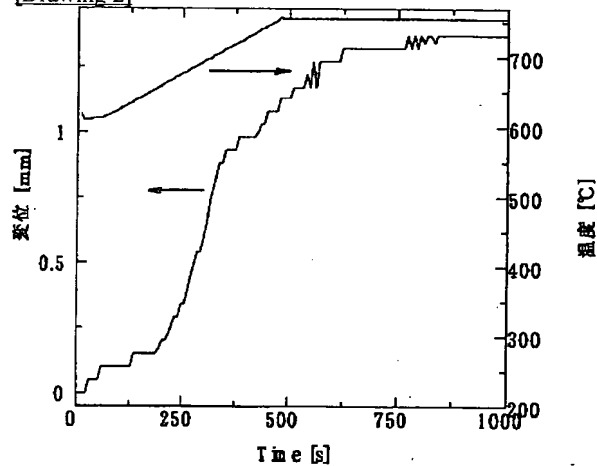
1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

DRAWINGS

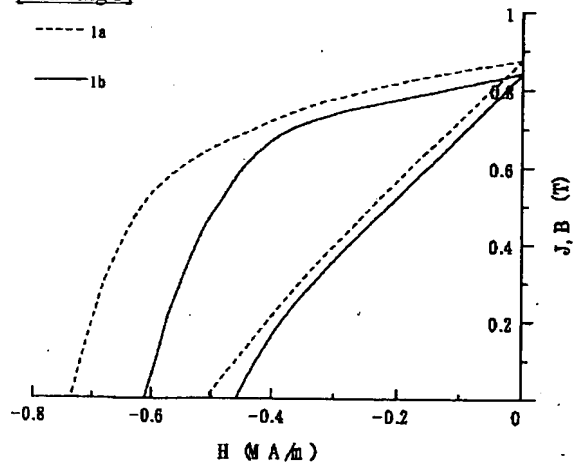
[Drawing 1]



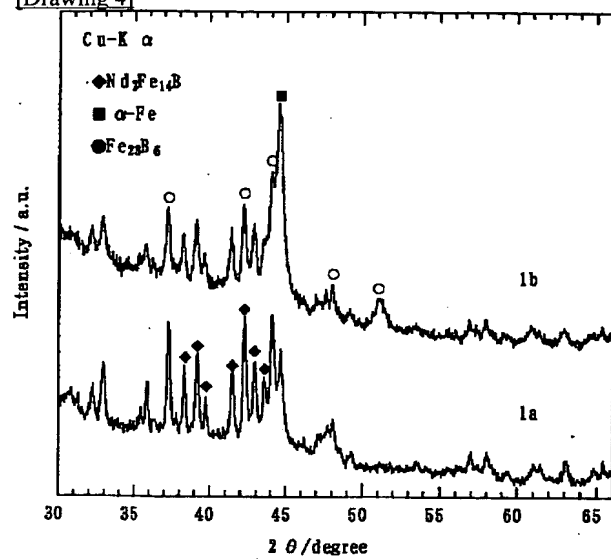
[Drawing 2]



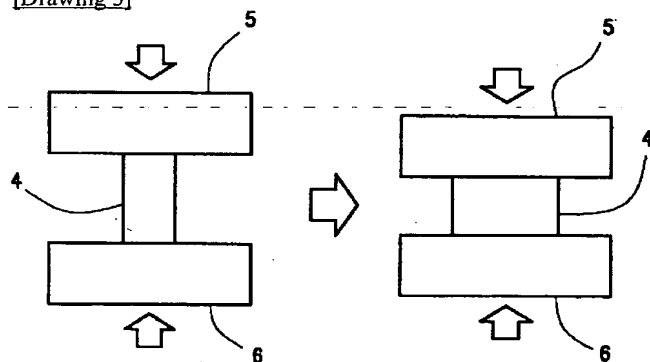
[Drawing 3]



[Drawing 4]



[Drawing 5]



[Translation done.]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号
特開2003-86413
(P2003-86413A)

(43) 公開日 平成15年3月20日 (2003.3.20)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テマコード (参考)
H 0 1 F 1/08		H 0 1 F 1/08	A 5 E 0 4 0
C 2 2 C 38/00	3 0 3	C 2 2 C 38/00	3 0 3 A 5 E 0 6 2
38/14		38/14	
H 0 1 F 1/053		H 0 1 F 41/02	G
41/02		1/04	A
審査請求 未請求 請求項の数25 O L (全 12 頁)			

(21) 出願番号 特願2001-353392(P2001-353392)
(22) 出願日 平成13年11月19日 (2001.11.19)
(31) 優先権主張番号 特願2001-196325(P2001-196325)
(32) 優先日 平成13年6月28日 (2001.6.28)
(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(71) 出願人 000183417
住友特殊金属株式会社
大阪府大阪市中央区北浜4丁目7番19号
(72) 発明者 金清 裕和
大阪府三島郡島本町江川2丁目15番17号
住友特殊金属株式会社山崎製作所内
(72) 発明者 西内 武司
大阪府三島郡島本町江川2丁目15番17号
住友特殊金属株式会社山崎製作所内
(74) 代理人 100101683
弁理士 奥田 誠司

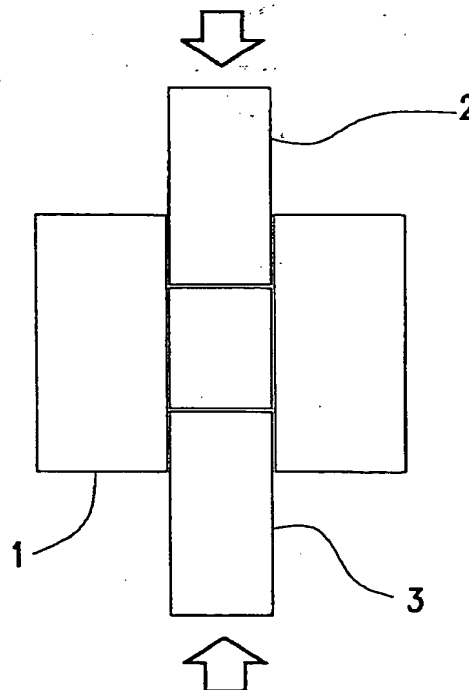
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 鉄基永久磁石およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 鉄基永久磁石のバルク体密度を向上させる。

【解決手段】 組成式が $(Fe_{1-m}T_m)_{100-x-y-z} Q_x R_y M_z$ (TはCoおよびNiからなる群から選択された1種以上の元素、QはBおよびCからなる群から選択された1種以上の元素、RはLaおよびCeを実質的に含まない1種以上の希土類金属元素、MはTi、Zr、およびHfからなる群から選択された金属元素であって、Tiを必ず含む少なくとも1種の金属元素) で表現され、組成比率x、y、zおよびmが、それぞれ、 $10 < x \leq 20$ 原子%、 $6 \leq y < 10$ 原子%、 $0.1 \leq z \leq 12$ 原子%、および $0 \leq m \leq 0.5$ を満足する合金の溶湯を作製する。この溶湯を冷却することによって得られる急冷合金粉末を用意し、加熱・加圧することにより、バルク状の成形体を作製する。



FP05-0128-
88WD-TD
'05.7.05
SEARCH REPORT

【特許請求の範囲】

【請求項1】 組成式が $(\text{Fe}_{1-m}\text{Ti}_m)_{100-x-y-z} \text{Q}_x \text{R}_y \text{M}_z$ (TはCoおよびNiからなる群から選択された1種以上の元素、QはBおよびCからなる群から選択された1種以上の元素、RはLaおよびCeを実質的に含まない1種以上の希土類金属元素、MはTi、Zr、およびHfからなる群から選択された金属元素であって、Tiを必ず含む少なくとも1種の金属元素) で表現され、組成比率 x 、 y 、 z および m が、それぞれ、

$10 < x \leq 20$ 原子%、

$6 \leq y < 10$ 原子%、

$0.1 \leq z \leq 12$ 原子%、および

$0 \leq m \leq 0.5$

を満足する合金粉末が合金真密度の90%以上に圧縮された鉄基永久磁石。

【請求項2】 前記合金粉末は、メルツスピニング法またはストリップキャスト法によって合金の溶湯を急冷することにより得られた急冷合金の粉碎粉である請求項1に記載の鉄基永久磁石。

【請求項3】 前記合金粉末の粒径は $500 \mu\text{m}$ 以下である請求項2に記載の鉄基永久磁石。

【請求項4】 前記合金粉末は、ガスアトマイズ法によって合金の溶湯を急冷することにより得られた粒径 $150 \mu\text{m}$ 以下の粉末である請求項1に記載の鉄基永久磁石。

【請求項5】 前記合金粉末の構成粒子は硬磁性相および軟磁性相を含有し、

前記硬磁性相の平均サイズは 10 nm 以上 300 nm 以下、前記軟磁性相の平均サイズが 1 nm 以上 100 nm 以下の範囲内にあり、

前記硬磁性相の平均サイズが前記軟磁性相の平均サイズよりも大きい請求項1から4のいずれかに記載の鉄基永久磁石。

【請求項6】 前記軟磁性相は前記硬磁性相の粒界に存在している請求項5に記載の鉄基永久磁石。

【請求項7】 前記硬磁性相は $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 型化合物相から構成され、前記 $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 型化合物相は体積比率で前記合金粉末全体の60%以上90%以下を占めている請求項5に記載の鉄基永久磁石。

【請求項8】 $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 型化合物相、硼化物相、および $\alpha\text{-Fe}$ 相が同一の金属組織内に混在している請求項7に記載の鉄基永久磁石。

【請求項9】 前記硼化物相は、強磁性の鉄基硼化物を含んでいる請求項8に記載の鉄基永久磁石。

【請求項10】 前記鉄基硼化物は、 Fe_3B および/または Fe_{23}B_6 を含んでいることを特徴とする請求項9に記載の鉄基永久磁石。

【請求項11】 前記Rの組成比率 y が9.0原子%以下である請求項1から10のいずれかに記載の鉄基永久磁石。

【請求項12】 前記 $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 型化合物相の粒界または亜粒界に、前記 $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 型化合物相よりも微細な鉄基硼化物相および/または $\alpha\text{-Fe}$ 相が存在している請求項6から11のいずれかに記載の鉄基永久磁石。

【請求項13】 前記合金粉末は、粒径 $53 \mu\text{m}$ 以下の粉末を10質量%以上含む請求項1から12のいずれかに記載の鉄基永久磁石。

【請求項14】 前記合金粉末は、粒径 $38 \mu\text{m}$ 以下の粉末を5質量%以上含む請求項1から13のいずれかに記載の鉄基永久磁石。

【請求項15】 磁氣的異方性を有している請求項1から14のいずれかに記載の鉄基永久磁石。

【請求項16】 表面処理が施されている請求項1から15のいずれかに記載の鉄基永久磁石。

【請求項17】 前記表面処理は気相めっきである請求項16に記載の鉄基永久磁石。

【請求項18】 前記表面処理は湿式めっきである請求項16に記載の鉄基永久磁石。

【請求項19】 前記表面処理は樹脂塗装である請求項16に記載の鉄基永久磁石。

【請求項20】 前記表面処理は化成処理である請求項16に記載の鉄基永久磁石。

【請求項21】 組成式が $(\text{Fe}_{1-m}\text{Ti}_m)_{100-x-y-z} \text{Q}_x \text{R}_y \text{M}_z$ (TはCoおよびNiからなる群から選択された1種以上の元素、QはBおよびCからなる群から選択された1種以上の元素、RはLaおよびCeを実質的に含まない1種以上の希土類金属元素、MはTi、Zr、およびHfからなる群から選択された金属元素であって、Tiを必ず含む少なくとも1種の金属元素) で表現され、組成比率 x 、 y 、 z および m が、それぞれ、

$10 < x \leq 20$ 原子%、

$6 \leq y < 10$ 原子%、

$0.1 \leq z \leq 12$ 原子%、および

$0 \leq m \leq 0.5$

を満足する合金の溶湯を作製する工程と、

前記合金溶湯を冷却することによって得られる急冷合金の粉末を用意する工程と、

前記合金粉末を加熱しながら加圧することにより、バルク状の成形体を作製する工程と、を包含する鉄基永久磁石の製造方法。

【請求項22】 前記バルク状の成形体は、前記合金粉末を 500°C 以上 800°C 以下で加熱しながら、 100 MPa 以上 800 MPa 以下の圧力で圧縮することを特徴とする請求項21に記載の鉄基永久磁石の製造方法。

【請求項23】 請求項1から14のいずれかに記載の鉄基永久磁石を用意する工程と、

前記磁石を加熱しながら加圧し、磁氣的異方性を付与する工程と、を包含する鉄基永久磁石の製造方法。

【請求項24】 前記磁氣的異方性を付与する工程は、前記成形体を 500°C 以上 850°C 以下で加熱しながら

ら、50MPa以上800MPa以下の圧力で加圧することを特徴とする請求項23に記載の鉄基永久磁石の製造方法。

【請求項25】 前記磁氣的異方性を付与する工程は、前記成形体を500℃以上850℃以下で加熱しながら、50MPa以上800MPa以下の圧力で加圧することを特徴とする請求項23に記載の鉄基永久磁石の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、鉄基急冷合金から作製される高密度の鉄基永久磁石およびその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】従来、Nd-Fe-B系合金組成を有する鉄基急冷合金の永久磁石は、その合金の粉末に対して結合樹脂を混合した後、圧縮成形または射出成形工程を行うことにより、所望の形状が付与され、バルク化されていた。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】圧縮成形によって作製されたバルク体磁石の密度は、最高でも合金真密度の80%程度しかなく、また射出成形によって得られた磁石の密度に到っては、合金真密度の60~70%と更に低かった。このような合金真密度に比べて密度の低いバルク体磁石では、磁粉そのものと比較して約50%~80%程度の磁気特性しか発揮されないという問題があった。

【0004】また、バルク体磁石に対しても、高い耐食性が求められるとともに、組み立て時に使用される接着剤との接着性など、種々の優れた表面特性が要求される。

【0005】本発明はかかる諸点に鑑みてなされたものであり、その主な目的は、磁石合金のバルク体密度を向上させ、また、異方化により磁気特性を向上させた鉄基永久磁石を提供することにある。

【0006】本発明の他の目的は、耐食性や他の部品に対する接着性などに優れた表面を有する鉄基永久磁石を低コストで提供することにある。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明による鉄基永久磁石は、組成式が $(\text{Fe}_{1-m}\text{Tm})_{100-x-y-z}\text{QxRyMz}$ (TはCoおよびNiからなる群から選択された1種以上の元素、QはBおよびCからなる群から選択された1種以上の元素、RはLaおよびCeを実質的に含まない1種以上の希土類金属元素、MはTi、Zr、およびHfからなる群から選択された金属元素であって、Tiを必ず含む少なくとも1種の金属元素)で表現され、組成比率x、y、zおよびmが、それぞれ、 $10 < x \leq 20$ 原子%、 $6 \leq y < 10$ 原子%、 $0.1 \leq z \leq 12$ 原子%、お

よび $0 \leq m \leq 0.5$ を満足する合金粉末が合金真密度の90%以上になるまで圧縮されていることを特徴とする。

【0008】好ましい実施形態において、前記合金粉末は、メルトスピニング法またはストリップキャスト法によって合金の溶湯を急冷することにより得られた急冷合金の粉砕粉である。

【0009】好ましい実施形態において、前記合金粉末の粒径は500μm以下である。

10 【0010】好ましい実施形態において、前記合金粉末は、ガスアトマイズ法によって合金の溶湯を急冷することにより得られた粒径150μm以下の粉末である。

【0011】好ましい実施形態において、前記合金粉末の構成粒子は硬磁性相および軟磁性相を含有し、前記硬磁性相の平均サイズは10nm以上300nm以下、前記軟磁性相の平均サイズが1nm以上100nm以下の範囲内にあり、前記硬磁性相の平均サイズが前記軟磁性相の平均サイズよりも大きい。

20 【0012】好ましい実施形態において、前記軟磁性相は前記硬磁性相の粒界に存在している。

【0013】好ましい実施形態において、前記硬磁性相は $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 型化合物相から構成され、前記 $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 型化合物相は体積比率で前記合金粉末全体の60%以上90%以下を占めている。

【0014】好ましい実施形態においては、 $\text{R}_2\text{T}_{14}\text{B}$ 型化合物相、硼化物相、および $\alpha\text{-Fe}$ 相が同一の金属組織内に混在している。

【0015】好ましい実施形態において、前記硼化物相は、強磁性の鉄基硼化物を含んでいる。

30 【0016】好ましい実施形態において、前記鉄基硼化物は、 Fe_3B および/または Fe_{23}B_6 を含んでいる。

【0017】好ましい実施形態において、前記Rの組成比率yは9.0原子%以下である。

【0018】好ましい実施形態において、前記 $\text{R}_2\text{T}_{14}\text{Q}$ 型化合物相の粒界または亜粒界に、前記 $\text{R}_2\text{T}_{14}\text{Q}$ 型化合物相よりも微細な鉄基硼化物相および/または $\alpha\text{-Fe}$ 相が存在している。

【0019】好ましい実施形態において、前記合金粉末は、粒径53μm以下の粉末を10質量%以上含む。

40 【0020】好ましい実施形態において、前記合金粉末は、粒径38μm以下の粉末を5質量%以上含む。

【0021】好ましい実施形態においては、磁氣的異方性を有している。

【0022】好ましい実施形態において、表面処理が施されている。

【0023】好ましい実施形態において、前記表面処理は気相めっきである。

【0024】好ましい実施形態において、前記表面処理は湿式めっきである。

50 【0025】好ましい実施形態において、前記表面処理

は樹脂塗装である。

【0026】ある好ましい実施形態において、前記表面処理は化成処理である。

【0027】本発明による鉄基永久磁石の製造方法は、組成式が $(Fe_{1-m}T_m)_{100-x-y-z} Q_x R_y M_z$ (TはCoおよびNiからなる群から選択された1種以上の元素、QはBおよびCからなる群から選択された1種以上の元素、RはLaおよびCeを実質的に含まない1種以上の希土類金属元素、MはTi、Zr、およびHfからなる群から選択された金属元素であって、Tiを必ず含む少なくとも1種の金属元素) で表現され、組成比率x、y、zおよびmが、それぞれ、 $10 < x \leq 20$ 原子%、 $6 \leq y < 10$ 原子%、 $0.1 \leq z \leq 12$ 原子%、および $0 \leq m \leq 0.5$ を満足する合金の溶湯を作製する工程と、前記合金溶湯を冷却することによって得られる急冷合金の粉末を用意する工程と前記合金粉末を加熱しながら加圧することにより、バルク状の成形体を作製する工程とを包含する。

【0028】好ましい実施形態において、前記バルク状の成形体は、前記合金粉末を500℃以上800℃以下で加熱しながら、100MPa以上800MPa以下の圧力で圧縮する。

【0029】本発明による他の鉄基永久磁石の製造方法は、上記いずれかの鉄基永久磁石を用意する工程と、前記成形体を加熱しながら加圧し、磁気的異方性を付与する工程とを包含することを特徴とする。

【0030】好ましい実施形態において、前記磁気的異方性を付与する工程は、前記成形体を500℃以上850℃以下で加熱しながら、50MPa以上800MPa以下の圧力で加圧する。

【0031】

【発明の実施の形態】本発明による鉄基永久磁石は、組成式が $(Fe_{1-m}T_m)_{100-x-y-z} Q_x R_y M_z$ で表現される合金粉末が合金真密度の90%以上になるまで圧縮されたものである。ここで、TはCoおよびNiからなる群から選択された1種以上の元素、QはBおよびCからなる群から選択された1種以上の元素、RはLaおよびCeを実質的に含まない1種以上の希土類金属元素、MはTi、Zr、およびHfからなる群から選択された金属元素であって、Tiを必ず含む少なくとも1種の金属元素である。また、組成比率x、y、zおよびmは、それぞれ、 $10 < x \leq 20$ 原子%、 $6 \leq y < 10$ 原子%、 $0.1 \leq z \leq 12$ 原子%、および $0 \leq m \leq 0.5$ を満足する。

【0032】本発明では、バルク体密度の低下を招来する結合樹脂を用いることなく、磁石粉末を温間プレス成形などによって合金真密度の90%以上にまで圧縮することにより、磁気特性の向上を実現している。また、上記の方法で合金真密度の90%以上にまで圧縮された高密度バルク体に対し、熱間圧縮などによって塑性加工を

施すことにより、磁気異方性を付与することができる。

【0033】以下、等方性磁石と異方性磁石について、本発明の好ましい実施形態を説明する。

【0034】〔等方性磁石〕合金真密度の90%以上の成形体密度を有する本発明の鉄基永久磁石は、上述の特定組成を有する合金溶湯を例えば公知の回転ロールを用いた急冷法などによって冷却した後、粉碎、加圧することにより製造される。そして、最終的には、平均粒径10nm以上300nm以下のR₂T₁₄Q相の粒界や亜粒界に平均結晶粒径1nm以上50nm以下の鉄基硼化物相(Fe₃BやFe₂₃B₆)が微細に分散している組織を有するバルク体の鉄基永久磁石が得られる。

【0035】合金溶湯の冷却は、メルツスピニング法やストリップキャスト法などの液体急冷法以外の方法を用いてもよい。例えば、ガスアトマイズ法を用いてもよい。

【0036】上記の急冷法によって作製された急冷合金は、R₂T₁₄Q型化合物相を60体積%以上含んでいることが好ましい。一般に、前述した組成を有する合金系では、Tiを添加しない場合、R₂T₁₄Q結晶相に優先してα-Feが析出・成長する結果、磁気特性が劣化してしまう。これに対して本発明では、適切な量のTiを添加することにより、合金溶湯の急冷に際してR₂T₁₄Q結晶相をα-Feよりも優先的に析出・成長させることができる。

【0037】急冷合金の粉碎は粉末粒径が500μm以下になるよう行うことが好ましい。液体急冷法による場合、急冷合金は100μm程度以下の厚さを有するため、粉碎後、粉末粒子は平板なフレーク状を有するものが多く形成される。ただし、ガスアトマイズ法を用いて合金溶湯から合金粉末を作製する場合は、急冷によって粒状の粉末粒子が得られるため、その後に粉碎工程を別途行う必要は無い。なおガスアトマイズ法による場合は、冷却が粉末粒子の内部にまで均質に達成されるように粉末粒子のサイズを150μm以下に調節することが好ましい。

【0038】急冷合金の粉末は液体急冷後の粉碎条件やアトマイズの条件を適宜設定することにより、53μm以下の粒子を粉末全体に対して10%以上、より望ましくは、38μm以下の粒子を5%以上含有させることができる。より密度の高いバルク体の永久磁石を容易に得ることができる。

【0039】こうして得られた急冷合金の粉末は、その後、熱間成形処理(温度:500℃以上800℃以下、圧力:100MPa以上800MPa以下)を受け、所望形状のバルク体に成形される。

【0040】熱間成形法としては、ホットプレスの他、放電プラズマ焼結法などを採用できる。熱間成形時の温度が500℃を下回ると、結晶相の析出が十分に完了せず、良好な硬磁気特性を発現する組織(平均粒径10nm

m以上300nm以下のR₂T₁₄Q相の粒界や亜粒界に平均結晶粒径1nm以上50nm以下の鉄基硼化合物相が微細に分散している組織)が得られない。また、高い密度を有する磁石を得ることが困難になる。一方、熱間成形時の温度が800℃を超えて高くなると、結晶粒が粗大化する結果、各結晶粒の交換相互作用が低下して磁気特性(特に減磁曲線の角形性)が劣化してしまう。以上のことから、熱間成形時の温度は500℃以上800℃以下の範囲に設定することが好ましい。この温度のより好ましい範囲は、600℃以上780℃以下である。

【0041】熱間成形時の加圧力は100MPa以上800MPa以下の範囲に調節することが好ましい。加圧力が100MPaを下回ると、成形体密度が90%未満となる。一方、加圧力が800MPaを超えると、成形体中にマイクロクラックが形成され、機械的強度が低下するおそれがある。加圧力のより好ましい範囲は、150MPa以上600MPa以下である。本発明の合金組成では、硼素の濃度が比較的高いため、結晶粒が粗大化しにくい低温でも成形体の変形が生じやすく、バルク体の密度向上が容易である。なお、急冷合金粉末に10体積%未満の金属粉末や、無機粉末などを混合したものを熱間成形してもよい。

【0042】なお、本合金の特徴であるTiは熱間加圧時の結晶粒成長を抑制する効果がある。具体的には、Tiの添加により、主相粒界または亜粒界に微細な鉄基硼化合物(F_e3BやF_e23B6)やα-F_eが存在する組織が得られ、熱間加圧処理を受けても主相(硬磁性R₂T₁₄Q相)の粒成長が抑制される。軟磁性相は、薄いフィルム状または微細な粒子として粒界または亜粒界に存在していると考えられる。成形体の変形は、主相の粒界または亜粒界に存在する微細な鉄基硼化合物相が変形または移動することによってスムーズに生じるものと考えられる。本発明では、Tiを添加することで得られた微細組織構造により、熱間加圧時における主相の粒成長が抑制され、微細なナノコンポジット構造が維持される結果、減磁曲線の角形性に優れた特性が発揮されることになる。これに対し、Tiを添加しない合金組成では、熱間加圧後も十分に良好な硬磁気特性を発現する金属組織は得られない。

【0043】【異方性磁石】次に、本発明による異方性鉄基永久磁石の製造方法を説明する。

【0044】まず、上記の方法で成形したバルク状の鉄基永久磁石を用意する。このバルク体磁石を塑性変形させるため、この磁石に対して一軸応力を付加する。具体的には、上記のバルク体磁石に一方へ圧力を印加する際して、その加圧方向に対して垂直な方向への磁石の変位・変形は拘束せず、圧力を付与しない。このようにして塑性変形を行うには、例えば、ホットプレス、押出し、圧延、ダイアップ成形、または鍛造などの方法のいずれを採用しても良い。

【0045】上記塑性変形の条件としては、温度を500℃以上850℃以下の範囲内に設定し、圧力を50MPa以上800MPa以下の範囲内に調節することが好ましい。ただし、押出し法による加圧を行う場合は、印加する圧力を150MPa以上1500MPa以下の範囲に調節することが望ましい。

【0046】磁石の異方化は、磁気モーメントを有するR₂T₁₄Q結晶粒が上記加圧方向に対して垂直な方向に優先的に成長することによって引き起こされる。より詳細には、R₂T₁₄Q結晶粒が成長するとき、R₂T₁₄Q結晶粒が加圧方向に垂直な方向の磁化容易軸を持つR₂T₁₄Q結晶粒を取り込みながら成長する。その結果、上記加圧方向に磁化容易軸が整ったR₂T₁₄Q結晶粒の存在比率が増加し、磁気的異方性が与えられる。

【0047】なお、R₂T₁₄Q結晶粒のサイズが単磁区結晶粒として存在し得る300nmを超えて大きくなってしまうと、粒界に存在する軟磁性相との交換結合が低下するため、良好な磁気特性を得られなくなる。従って、R₂T₁₄Q結晶粒の成長は、最終的な結晶粒の平均粒径が30nm以上300nm以下の範囲に収まるようにすることが望ましい。より好ましいR₂T₁₄Q相の平均粒径は50nm以上250nm以下である。

【0048】なお、結晶相の析出をより完全なものにし、磁気特性を向上させるために、熱間成形や加圧異方化後のバルク体に更に500℃以上850℃以下の温度で熱処理を行ってもよい。また、得られたバルク体を所望の形状に加工したり、表面処理への悪影響を回避するために公知の切断・切削・研磨・ブラストなどの加工処理を行ってもよい。

【0049】また、耐食性、表面清浄性、接着性など、種々の特性を向上させるために、得られた永久磁石に公知の表面処理を行うことができる。本発明による永久磁石は、その性質上、粉末粒子を結合するための樹脂を必要としないため、比較的高温での処理を要する蒸着などによって表面処理を行うことが可能である。

【0050】本発明による永久磁石は、従来の超急冷磁石粉末を熱間圧縮によりバルク化した磁石よりも耐食性に優れる。従って、耐食性を向上させるために表面処理を行う場合、より簡便な表面処理で十分な耐食性を得ることができる。本発明の永久磁石によれば、表面処理膜の厚さを薄くしても十分に耐食性を確保することができるため、永久磁石を磁気回路に組み込んだときに形成される磁気的ギャップを減少させることができる。

【0051】本発明の永久磁石に対して、めっきなどの湿式表面処理を行う場合、従来の超急冷磁石粉末を熱間圧縮によりバルク化した磁石に比較して、表面処理時に処理液へ磁石成分が溶出しにくく、処理液の劣化を抑制することが可能となる。

【0052】【組成の限定理由】Qは、その全量がB(硼素)から構成されるか、または、BおよびC(炭

素)の組み合わせから構成される。Qの総量に対するCの原子比率割合は0.25以下であることが好ましい。

【0053】Qの組成比率xが10原子%以下になると、急冷時の冷却速度が $10^2\text{°C}/\text{秒} \sim 10^5\text{°C}/\text{秒}$ 程度と比較的低い場合、R₂T₁₄Q型結晶相とアモルファス相とが混在する急冷合金を作製することが困難になり、その後熱処理を施しても高い保磁力が得られない。また、液体急冷法の中でも工程費用が比較的安いストリップキャスト法を採用できなくなり、永久磁石の価格が上昇してしまうことになる。一方、Qの組成比率xが20原子%を超えると、結晶化熱処理後も残存するアモルファス相の体積比率が増し、同時に、構成相中で最も高い飽和磁化を有する $\alpha\text{-Fe}$ の存在比率が減少するため、残留磁束密度B_rが低下してしまう。以上のことから、Qの組成比率xは10原子%を超え、20原子%以下となるように設定することが好ましい。より好ましい組成比率xの範囲は10原子%以上17原子%以下である。

【0054】Rは、希土類元素(Yを含む)の群から選択された1種以上の元素である。LaまたはCeが存在すると、保磁力および角形性が劣化するため、LaおよびCeを実質的に含まないことが好ましい。ただし、微量のLaやCe(0.5原子%以下)が不可避免的に混入する不純物として存在する場合は、磁気特性上、問題ない。従って、0.5原子%以下のLaやCeを含有する場合は、LaやCeを実質的に含まないといえる。

【0055】Rは、より具体的には、PrまたはNdを必須元素として含むことが好ましく、その必須元素の一部をDyおよび/またはTbで置換してもよい。Rの組成比率yが全体の6原子%未満になると、保磁力の発現に必要なR₂T₁₄Q型結晶構造を有する化合物相が十分に析出せず、高い保磁力H_{ej}を得ることができなくなる。また、Rの組成比率yが10原子%以上になると、強磁性を有する鉄基硼化物や $\alpha\text{-Fe}$ の存在量が低下する。故に、希土類元素Rの組成比率yは6原子%以上10原子%未満の範囲、例えば、7原子%以上9.5原子%以下に調節することが好ましい。より好ましいRの範囲は7.5原子%以上9.3原子%以下であり、最も好ましいRの範囲は8原子%以上9.0原子%以下である。

【0056】添加金属元素Mは、Tiを必須としており、更にZrおよび/またはHfを含んでいても良い。Tiは、合金溶湯の急冷中に硬磁性相を軟磁性相よりも早くに析出・成長させるという効果を発揮するとともに、保磁力H_{ej}および残留磁束密度B_rの向上および減磁曲線の角形性の改善に寄与し、最大エネルギー積(BH)_{max}を向上させるため、必須の添加元素である。

【0057】金属元素Mの組成比率zが全体の0.1原子%未満になると、Ti添加の効果が十分に発現しない。一方、金属元素Mの組成比率zが全体の12原子%を超えると、結晶化熱処理後も残存するアモルファス相

の体積比率が増すため、残留磁束密度B_rの低下を招来しやすい。以上のことから、金属元素Mの組成比率zは0.1原子%以上12原子%以下の範囲とすることが好ましい。より好ましいzの範囲の下限は0.5原子%であり、より好ましいzの範囲の上限は8.0原子%である。更に好ましいzの範囲の上限は6.0原子%である。

【0058】また、Qの組成比率xが高いほど、Q(例えば硼素)を過剰に含むアモルファス相が形成されやすいので、金属元素Mの組成比率zを高くすることが好ましい。具体的には、 $z/x \geq 0.1$ を満足させるように組成比率を調節することが好ましく、 $z/x \geq 0.15$ を満足させることがより好ましい。

【0059】なお、Tiは特に好ましい働きをするため、金属元素MはTiを必ず含むことが好ましい。この場合、金属元素M全体に対するTiの割合(原子比率)は、70%以上であることが好ましく、90%以上であることが更に好ましい。

【0060】Feは、上述の元素の含有残余を占めるが、Feの一部をCoおよびNiの1種または二種の遷移金属元素(T)で置換しても所望の硬磁気特性を得ることができる。Feに対するTの置換量が50%を超えると、0.7T以上の高い残留磁束密度B_rが得られない。このため、置換量は0%以上50%以下の範囲に限定することが好ましい。なお、Feの一部をCoで置換することによって、減磁曲線の角形性が向上するとともに、R₂Fe₁₄B相のキュリー温度が上昇するため、耐熱性が向上する。CoによるFe置換量の好ましい範囲は0.5%以上40%以下である。

【0061】〔表面処理〕本発明による鉄基永久磁石に対する表面処理方法としては、公知の方法を広く用いることができる。表面処理によって形成される保護膜は、無機材料(金属、セラミック、無機高分子など)でも有機材料(低分子、高分子など)や無機・有機複合材料を用いることもできる。これらの保護膜は、用いる材料に応じて、種々の方法で形成することができ、

【0062】例えば、金属膜は、めっき法(電解めっきおよび無電解めっき法など)や種々の薄膜堆積技術(真空蒸着法、イオンプレーティング法、スパッタ法、イオンビーム法など)更に、SnやZnなどの低融点の熔融金属に浸漬し冷却する方法などを採用することができる。金属被膜としては、アルミニウム、チタニウム、ニッケル、銅、クロムおよびそれらを含む合金を形成することが望ましく、接着剤との接着性、表面清浄性など、種々の目的に応じて適宜選定される。

【0063】セラミックス材料の膜は、金属膜と同様に薄膜堆積技術を用いて形成しても良いし、ゾルゲル法を利用する場合の処理液やアルカリ珪酸塩水溶液などを使用し、ディッピング法やスプレー法などを用いて形成しても良い。また、電気泳動電着法などを採用しても良

い。

【0064】樹脂膜は、有機高分子材料を用いて、電着塗装、スプレー塗装、静電塗装、ディップ塗装、ロールコート法などの種々の方法を用いて形成できる。また、同様の方法で、無機高分子材料（例えばシリコーン樹脂）の膜を形成することもできる。

【0065】また、カップリング剤（シラン系、チタネート系、アルミネート系、ジルコネート系など）やベンゾトリアゾールなどの低分子量有機材料を用いて保護膜を形成することもできる。これらの低分子量有機材料は、10 溶液としてバルク体磁石に種々の方法で付与することができる。

【0066】また、種々の方法で微粒子を被着（堆積）することによって保護膜を形成することもできる。微粒子としては、Al、Zn、Ni、Cu、Fe、Co、Sn、Pb、Au、Agなどの金属微粒子、SiO₂、Al₂O₃、ZrO₂、MgO、TiO₂、ムライト、チタン酸塩、けい酸塩などの金属酸化物および複合金属酸化物（ガラスを含む）、TiN、AlN、BN、TiC、TiCN、TiB₂などのセラミック微粒子、ポリテトラフルオロエチレン、アクリル樹脂などの樹脂微粒子、カーボンブラックやMoS₂などが挙げられる。

【0067】なお、これらの微粒子をバルク体磁石の表面に固定するために、必要に応じてバインダを用いてもよい。バインダの材料としては、クロム酸やモリブデン酸、リン酸およびこれらの塩などの無機材料、カップリング剤などの低分子量有機化合物、有機樹脂などの高分子化合物などを用いることができる。

【0068】バルク体磁石の表面に微粒子を固定する方法としては、予め微粒子とバインダを混合したものをスプレー法やディッピング法などの塗布法を用いてもよいし、バルク体磁石の表面に予め形成したバインダ層に微粒子を機械的な力を利用して付着させても良い。また、必要に応じて、加熱処理を施し、微粒子を更に強固にバルク体磁石表面に固着させても良い。

【0069】保護膜は成形上がりのバルク体磁石に新たな膜として形成するだけでなく、バルク体磁石の表面を改質することによって形成してもよい。バルク体磁石表面における磁粉との反応を利用してよい。例えば、リン酸処理、リン酸亜鉛処理、リン酸マンガン処理、リン酸カルシウム処理、リン酸クロメート処理、クロム酸処理、ジルコニウム酸処理、タングステン酸処理、モリブデン酸処理などの種々の化成処理を挙げることができる。

【0070】ここで本発明のTi含有ナノコンポジット磁粉中の希土類元素（典型的にはNd）の含有率が低いので、鉄鋼の分野で一般に用いられている化成処理を用いても、十分な耐食性を得ることができる。

【0071】更には、バルク体磁石の表面を種々の方法で酸化することによって適当な厚さの酸化膜を形成して 50

もよい。

【0072】また、上述した表面処理は適宜組み合わせてもよく、例えば、異なる材料を用いて積層膜を形成してもよい。

【0073】なお、保護膜の厚さは、採用する表面処理方法およびバルク体磁石の用途に応じて適宜設定されるが、上述のモータにおける磁気的なギャップを減少させることによるエネルギー効率の向上効果を得るためには、保護膜の厚さは25μm以下であることが好ましく、より好ましくは20μm以下、更に好ましくは10μm以下である。

【0074】

【実施例】以下、本発明の実施例を説明する。

【0075】（実施例1）Nd₉Fe_{78.7}B_{10.3}Ti₂原子%の組成を有する合金の溶湯を作製するため、まず、純度99.5%以上のB、Fe、Ti、Ndの材料を用いて総量が70グラム）となるように秤量し、石英るつぽ内に投入した。この石英るつぽは、底部に直径0.8mmのオリフィスを2個有しているため、上記原料は石英るつぽ内で溶解された後、合金溶湯となってオリフィスから下方に滴下することになる。原料の溶解は、圧力が37.5kPaのアルゴン雰囲気下において高周波加熱法を用いて行った。本実施例では溶湯温度を1450℃に設定した。

【0076】合金溶湯の湯面を26.7kPaのArガスで加圧することによって、オリフィスの下方0.7mmの位置にある銅製ロールの外周面に対して溶湯を噴出させた。ロールは、その外周面の温度が室温程度に維持されるように内部が冷却されながら高速で回転する。このため、オリフィスから滴下した合金溶湯はロール周囲に接触して熱を奪われつつ、周速度方向に飛ばされることになる。合金溶湯はオリフィスを介して連続的にロール周囲上に滴下されるため、急冷によって凝固した合金は薄帯状に長く伸びたりボン（幅：1～3mm、厚さ：40～150μm）の形態を持つことになる。

【0077】本実施例で採用する回転ロール法（単ロール法）の場合、冷却速度はロール周速度および単位時間当たりの溶湯流下量によって規定される。この溶湯流下量は、オリフィス径（断面積）と溶湯圧力とに依存する。本実施例では、オリフィスを直径0.8mm、溶湯圧力を26.7kPa、流下レートを約0.5～1kg/分とした。このときのロール周速度は、13m/秒とした。

【0078】こうして得られた急冷合金の組織をCuKαの特性X線により調べたところ、ハローパターン中にNd₂Fe₁₄Bの回折ピークが観測され、Nd₂Fe₁₄Bとアモルファス相とが混在する急冷合金組織を有していることを確認した。

【0079】次に、この急冷合金の磁気特性を確認するため、一部の急冷合金をArガス中において640℃で

6分間保持する結晶化熱処理を施した後、振動型磁力計によって熱処理後の磁気特性を定した。測定した磁気特性を表1の「磁石粉末」の欄に示す。図3の曲線1a

は、この磁石粉末の減磁曲線を示している。

【0080】

【表1】

形態	磁気特性			
	B_r (T)	H_{cJ} (kA/m)	H_{cB} (kA/m)	$(BH)_{max}$ (kJ/m ³)
磁石粉末	0.88	736.23	498.64	121.0
成形体	0.84	611.32	462.24	111.53

【0081】熱処理後における構成相の変化をCuK α 10の特性X線により調べたところ、熱処理前に見られたハローパターンは消失し、Nd₂Fe₁₄B、Fe₂₃B₆、および α -Feからなる混合組織であることを確認した。図4の曲線1aは、熱処理後における急冷合金の粉末X線回折パターンを示している。

【0082】熱処理後の微細金属組織を透過型電子顕微鏡(TEM)にて観測したところ、平均粒径80nm程度の結晶粒と、その粒界に存在する10nm程度の微細結晶粒が存在していることがわかった。なお、TEMによって観察された結晶粒の合金組成をTEM-EDXお 20よびAPFIMにて調査したところ、平均粒径80nmの結晶粒はNd₂Fe₁₄Bであり、粒界に存在する10nm程度の結晶粒はFe₂₃B₆と α -Feであることが判明した。合金に添加していたTiは、主にFe₂₃B₆相に入っていることも確認できた。

【0083】次に、上記の急冷合金を150 μ m以下に粉砕し、粉砕粉を作製した。JIS8801の標準ふるいを用いて、粒度分布を測定した結果、粉末全体に対する53 μ m以下の粒子は26.6重量%であった。この粉砕粉をプレスし、円柱(直径4mm、高さ8mm)の 30形状を持つように成形した。こうして得られた予備成形体の密度は、5.6g/ccであった。

【0084】この後、図1に示すホットプレス装置を用いて上記の予備成形体に275MPaの圧力を加えながら、温度を室温から730℃まで500秒間で上昇させた後、730℃で500秒間保持した。図1の装置は、貫通孔を有するダイ1と、貫通孔内でキャビティ空間を規定する上パンチ2および下パンチ3とを備えている。成形体は、キャビティにおいて予備成形体を上パンチ2および下パンチ3で加圧・圧縮される。

【0085】図2は、加圧開始からの経過時間と成形体

の変位(高さ方向の収縮)との関係を示している。図2からわかるように、高さ方向の収縮は温度が600℃付近に上昇した時点から開始している。そして、温度が730℃の時点では、高さが6.37mmに収縮し、成形体の密度は予備成形時(ホットプレス前)の密度(5.6g/cc)から、7.0g/ccまで向上した。本実施例に用いた合金の真密度は7.3g/ccであることから、ホットプレスによつて磁粉充填率95.9%の成形体(バルク体)が得られたことがわかる。

【0086】ホットプレス後における上記成形体の磁気特性をBHトレーサーによって測定した結果を表1の「成形体」の欄に示す。ホットプレス後における上記成形体の減磁曲線は、図3の曲線1bとして示している。

【0087】次に、ホットプレス後における成形体の金属組織を特性X線により調べたところ、図4の曲線1bに示すように、Fe₂₃B₆および α -Feの回折ピーク強度が増加している傾向が観察された。

【0088】(実施例2)本実施例では、前述の上記成形体を図5に示す装置で加圧し、それによって異方化した。図5の装置は、成形体4を上下方向から一軸圧縮する上ドラム5および下ドラム6を備えている。成形体4は、その側面部分が拘束されない状態で750℃に加熱され、上下ドラム5および6によって400MPaの圧力で圧縮され、塑性変形する。成形体4の加熱は高周波加熱法により行った。その後、冷却した成形体4の中心付近から3mm角の試料を切り出した。この試料につき、加圧方向に対して平行な方向、および加圧方向に対して垂直な方向の磁気特性を振動型磁力計で測定した。反磁界補正を行った後の磁気特性を表2に示す。

【0089】

【表2】

形態	磁気特性			
	B_r (T)	H_{cJ} (kA/m)	H_{cB} (kA/m)	$(BH)_{max}$ (kJ/m ³)
成形体	0.84	611.32	462.24	111.53
塑性変形後 (加圧方向に平行)	0.94	601.18	548.91	136.47
塑性変形後 (加圧方向に垂直)	0.63	623.08	227.4	42.15

【0090】次に、XRD法によって加圧方向に対して垂直な面内のX線回折パターンを測定した。その結果、(410)ピーク高さに対する(004)ピーク高さの比、すなわち、(004)/(410)比が1以上になっていた。(004)ピークは、Nd₂Fe₁₄B型化合物のC面による反射ピークであり、(410)ピークは、粉末XRDでは最も高い強度を示す反射ピークを示している。以上のことから、Nd₂Fe₁₄B化合物の容易磁化方向であるC軸が加圧方向と同一方向に配向していることが確認された。

【0091】(実施例3) まず、Nd: 8.9原子%、B: 12.6原子%、Ti: 3.0原子%、C: 1.4原子%、Nb: 1原子%、残部Feの合金組成になるように配合した原料5kgを坩堝内に投入した後、50kPaに保持したAr雰囲気中にて高周波誘導加熱により合金溶湯を作製した。この合金溶湯をストリップキャスト法により急冷し、急冷合金を作製した。具体的には、坩堝を傾転することにより、シュート上に溶湯を注ぎ、シュートを介して冷却ロールへ溶湯を供給した。表面周速度14m/秒で回転する冷却ロールの表面と接触した合金溶湯は、急速に冷却され、凝固した。用いた冷却ロールは純銅製であり、その直径は250mmであった。

粒度	質量%
38μm以下	10.40
38μm超 53μm以下	22.74
53μm超 75μm以下	27.47
75μm超 106μm以下	30.17
106μm超 125μm以下	8.39
125μm超 150μm以下	0.55
150μm超	0.28

【0096】得られた粉末を、図1に示す構成を有する放電プラズマ焼結装置のキャビティに投入し、粉末に300MPaの圧力を加えながら、温度を室温から780℃まで500秒間で上昇させた後、780℃で500秒間保持した。こうして、直径20mm、高さ5mmのバルク体磁石を作製した。得られたバルク体磁石の密度は、7.1g/ccであった。

【0097】上記のバルク体磁石10個をバレル研磨し、表面の酸化層を除去した後、直径2mmのスチールボールといっしょに耐熱プラスチック製のバレル治具に投入した。

【0098】バレルを回転数5rpmで回転させながら、硝酸ナトリウム0.2mol/L、硫酸1.5体積%からなる処理液(液温30℃)にバルク体磁石を浸漬した。4分間の浸漬後、直ちに1μS/cm以下のイオン交換水を用いた超音波洗浄をバルク体磁石に対して30秒間行った。

【0099】その後、速やかにめっきを開始した。具体的には、硫酸ニッケル・6水和物240g/L、塩化ニッケル・6水和物45g/L、ホウ酸30g/L、光沢剤として2-ブチン-1、4ジオールを0.2g/L、

なお、本実施例では、冷却ロールに溶湯を供給する際、シュート上で溶湯を2条に分流し、1条あたりの供給速度を1.3kg/分に調整した。溶湯供給速度の調節は、坩堝の傾転角を制御することにより行った。

【0092】得られた急冷合金の平均厚さは85μmであり、その標準偏差σは13μmであった。急冷合金の一部を850μm以下のサイズに粉砕した後、フープベルト炉を用い、Ar流気下で熱処理を行った。この熱処理は、フープベルトの送り速度を100mm/分とし、炉内温度を780℃に保持して行った。合金粉末(磁粉)の炉内加熱部への供給速度は20g/分とした。

【0093】上記熱処理後における磁粉の結晶構造を粉末X線回折法によって解析したところ、磁粉がNd₂Fe₁₄B相、Fe₂₃B₆相およびα-Fe相から構成されていることを確認した。

【0094】次に、ピンディスクミルを用いて上記の急冷合金を更に粉砕した後、JIS8801の標準ふるいを用いて分級を行い、表3に示す粒度分布を持つ磁粉を得た。

【0095】

【表3】

30 サッカリン1g/L用いたpH=4.2(炭酸ニッケルで調整)、液温50℃のめっき浴を用い、電流密度0.2A/dm²で140分間電解めっきを行うことにより、バルク磁石体の表面にニッケルめっき被膜を形成した。

【0100】バルク体磁石をバレルから取り出し、水洗を行った後、めっき被膜の厚さ(磁石5個の平均値)を蛍光X線膜厚計で測定したところ、めっき被膜の厚さは14.8μmであった。

40 【0101】得られた磁石を温度80℃湿度90%の高温高湿下に2000時間放置したが、発錆、被膜のフクレなどの異常は認められなかった。

【0102】(実施例4) 実施例3と同様の方法でバルク体を形成した。次に、得られた10個のバルク体磁石に対して、ショットブラストを行い、バルク体磁石の表面酸化層を除去した。ショットブラストは、投射材としてアランダムA#180(新東プレーター製)を用いて行った。

【0103】次に、バルク体磁石を蒸着装置の円筒形バレルに投入し、真空槽内を全圧が1.0×10⁻³Pa以下になるまで真空排気した。用いた蒸着装置は、真空槽内

容積が2.2m³であり、ステンレス製メッシュ金網で作製された円筒形バレルを回転させるとともに、ワイヤ一状金属蒸着材料を溶融蒸発部に供給しながら蒸着処理が行える。このような蒸着装置は、例えば、特開2001-32062号公報の図1に記載されている。

【0104】真空排気後、真空槽内にアルゴンガスを導入し、真空槽内にの全圧を1Paに調節した。その後、円筒形バレルの回転軸を1.5rpmで回転させながら、バイアス電圧を500Vに設定し、15分間グロー放電によるスパッタリングを行った。このスパッタリングにより、バルク体磁石の表面を清浄化した。

【0105】清浄化のため、バレルの回転軸を1.5rpmで回転させながら、イオンプレーティング法によってバルク体磁石の表面にアルミニウム被膜を形成した。具体的には、バイアス電圧を100Vに設定し、アルゴンガス雰囲気中で蒸着材料（アルミニウムワイヤ）を加熱することによってイオン化し、5分間、バルク体表面にアルミニウム被膜を成長させた。形成したアルミニウム被膜の厚さ（磁石5個の平均値）は、蛍光X線膜厚計で測定したところ、10.5μmであった。

【0106】次に、表面にアルミニウム被膜を有するバルク体をプラスト加工装置に投入し、ピーニング処理を行った。ピーニング処理は、投射材としてGB-AG（新東プレーター製）を用い、N₂ガスからなる加圧気体中で投射圧0.2MPaの条件で15分間行った。

【0107】得られた磁石を温度80℃湿度90%の高温高湿下に2000時間放置したが、発錆、被膜のフクレなどの異常は認められなかった。また、得られた磁石を、嫌気性接着剤（ロックタイト366、ヘンケルジャパン製）を用いて、鋳鉄製の治具に接着し、圧縮せん断接着試験を行った結果、28.5MPaであった。この値は本接着剤の硬化後の破壊強度に相当しており、本磁石は、優れた接着性を有していることがわかった。

【0108】

【発明の効果】本発明によれば、バルク体密度の低下を招来する結合樹脂を用いることなく、磁石粉末を温間プレス成形などによって合金真密度の90%以上にまで圧

縮することにより、磁気特性の向上を実現することができる。

【0109】また、上記の方法で合金真密度の90%以上にまで圧縮された高密度バルク体に対して、熱間圧延などによって塑性加工を施すことにより、磁気異方性を付与することができ、更に磁気特性の向上をはかることができる。

【0110】本発明による鉄基永久磁石は、従来の超急冷磁石粉末を熱間圧縮によりバルク化した磁石よりも耐食性に優れるため、より簡便な表面処理で十分な耐食性を得ることができる。また、表面処理膜の厚さを薄くすることができるため、永久磁石を磁気回路に組み込んだときに形成される磁氣的ギャップを減少させることができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明による等方性鉄基永久磁石の製造に用いられるホットプレス装置の構成を示す図である。

【図2】本発明の実施例について、ホットプレス装置による加圧開始からの経過時間と成形体の変位（高さ方向の収縮）および温度の関係を示すグラフである。

【図3】本発明の実施例について、表1の「磁石粉末」および「成形体」に関する減磁曲線を示すグラフである。

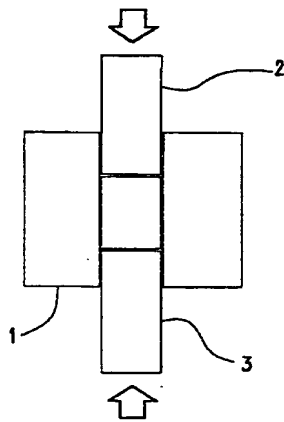
【図4】本発明による実施例の粉末X線回折パターンを示すグラフである。曲線1aは熱処理後における急冷合金（表1の「磁石粉末」）の回折パターンを示し、曲線1bはホットプレス後における合金（表1の「成形体」）の回折パターンを示している。

【図5】本発明による異方性永久磁石の製造方法に好適に用いられる一軸プレス装置の構成を示す図である。

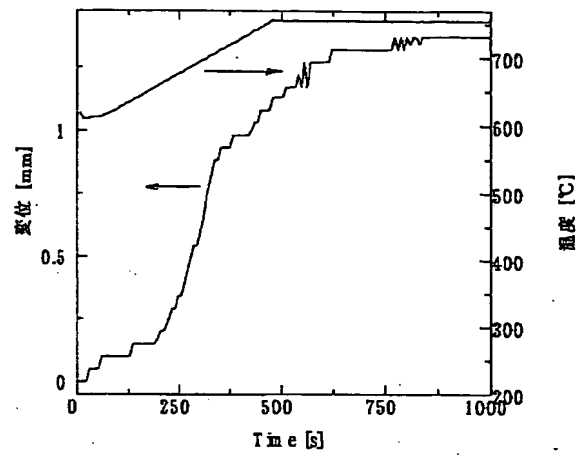
【符号の説明】

- | | |
|---|------|
| 1 | ダイ |
| 2 | 上パンチ |
| 3 | 下パンチ |
| 4 | 成形体 |
| 5 | 上ドラム |
| 6 | 下ドラム |

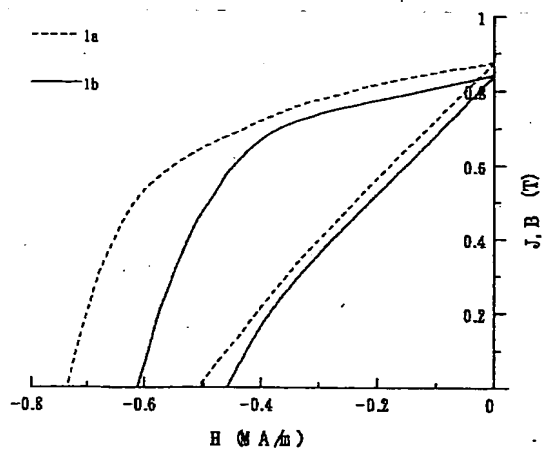
【図1】



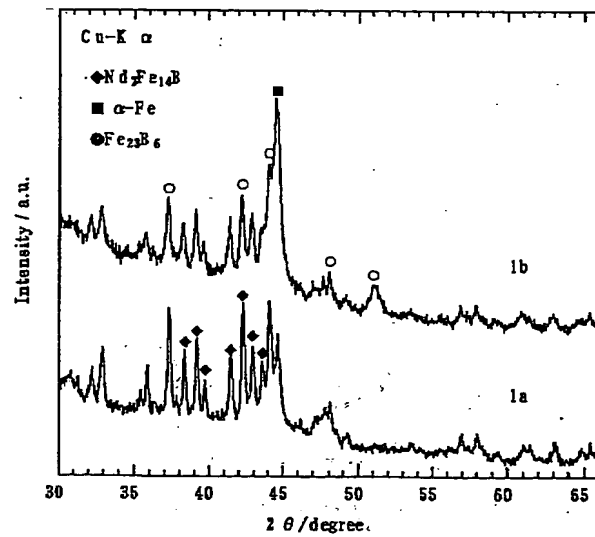
【図2】



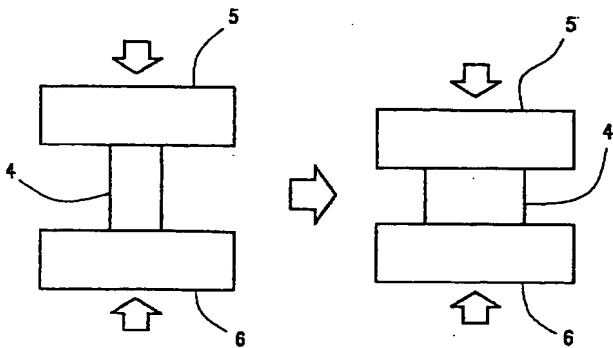
【図3】



【図4】



【図5】



フロントページの続き

(72) 発明者 村上 嘉一

大阪府三島郡島本町江川2丁目15番17号

住友特殊金属株式会社山崎製作所内

Fターム(参考) 5E040 AA03 CA01 HB06 HB17 NN01
NN18

5E062 CC10 CD04 CE04 CG07